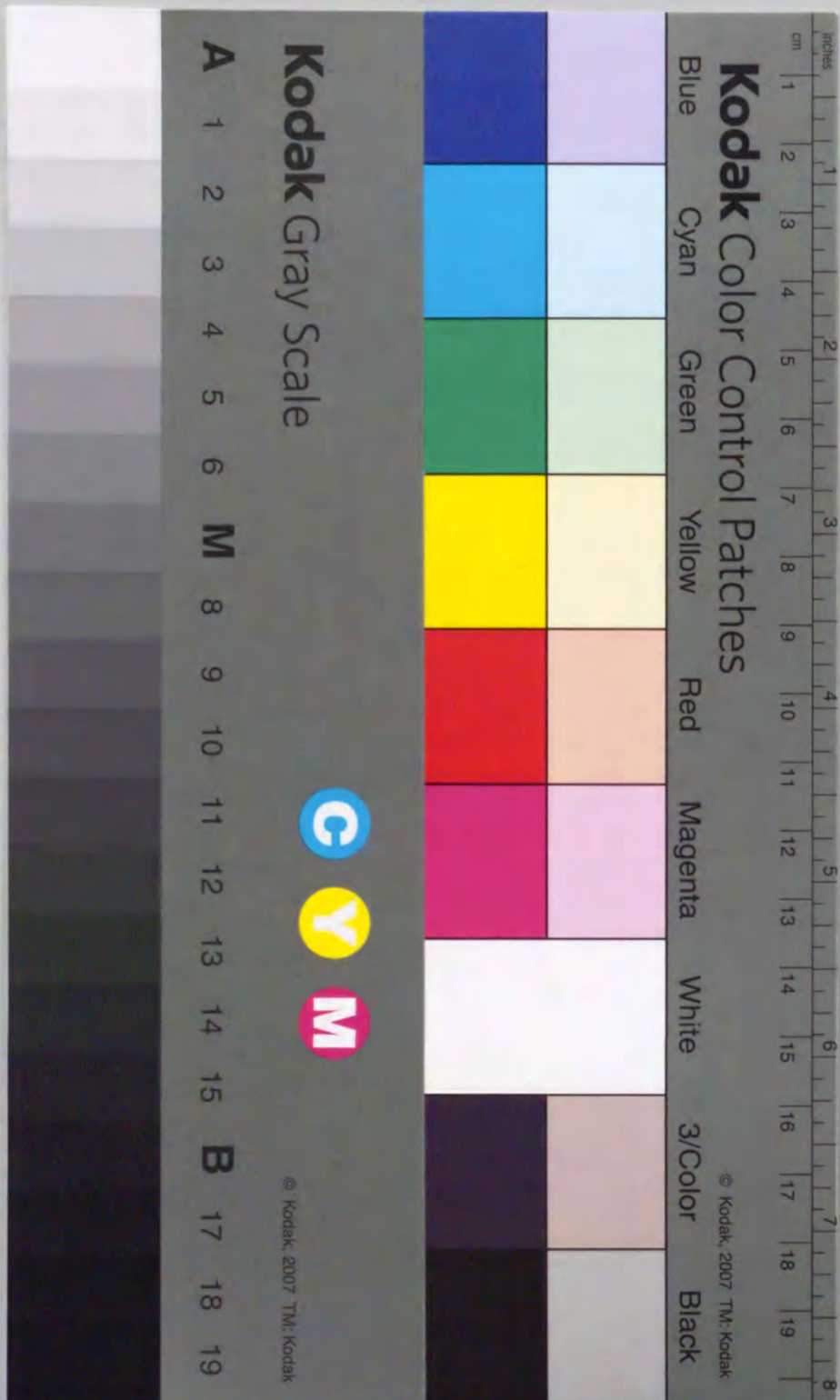


鋼溶接熱影響部の再熱割れ感受性評価に関する研究

著者	中村 満
学位名	博士（工学）
学位の種別	論文博士
報告番号	乙第3号
研究科・専攻	工学研究科・機械システム工学専攻
学位授与年月日	1994-03-24
URL	http://hdl.handle.net/10258/1134

鋼溶接熱影響部の再熱割れ
感受性評価に関する研究

中 村 満



鋼溶接熱影響部の再熱割れ
感受性評価に関する研究

平成6年3月

中 村 満

目 次

第1章 序論	1
1・1 緒言	1
1・2 本論文の構成	3
参考文献	7
第2章 再熱割れ試験法	8
2・1 緒言	8
2・2 実験方法	9
2・2・1 三点曲げ応力緩和試験法	11
2・2・2 昇温定歪速度試験法	12
2・2・3 昇温定荷重試験法	12
2・2・4 円筒形試験片による再熱割れ試験法	12
2・3 各種試験法による再熱割れ試験結果	15
2・4 結言	22
参考文献	23
第3章 再熱割れ感受性に及ぼす冶金学的諸因子の影響	24
3・1 緒言	24
3・2 実験方法	25
3・3 実験結果	26
3・3・1 HAZ組織および結晶粒径の影響	26
3・3・2 再熱処理条件の影響	34
3・3・3 残留応力の影響	35
3・4 結言	36
参考文献	37

第4章 再熱割れ感受性に及ぼすH A Z組織と応力緩和挙動の影響	38
4・1 緒言	38
4・2 実験方法	40
4・3 各種合金鋼の応力緩和挙動と高温強度	41
4.3.1 高張力鋼	41
4.3.2 Cr-Mo鋼	48
4.3.3 オーステナイト系ステンレス鋼	55
4・4 結言	60
参考文献	61
第5章 H A Zミクロ組織の相違による応力緩和挙動への影響	62
5・1 緒言	62
5・2 実験方法	62
5・3 H A Z組織と応力緩和挙動	64
5.3.1 フェライト、パーライト組織	64
5.3.2 バイナイト組織	67
5.3.3 マルテンサイト組織	70
5.3.4 オーステナイト組織	75
5.3.5 微細粒組織 (TMCP)	75
5・4 結言	80
参考文献	81
第6章 応力緩和挙動に及ぼす析出炭化物とマトリックス合金濃度および粒界不純物の影響	82
6・1 緒言	82
6・2 実験方法	82
6・3 析出炭化物量と炭化物中の合金元素濃度	84
6・4 マトリックス合金元素濃度の応力緩和挙動への影響	93
6・5 粒界不純物元素の影響	99

6・6 結言	102
参考文献	104
第7章 再熱割れ感受性の評価方法の提案	105
7・1 緒言	105
7・2 析出炭化物の種類と形態	106
7・3 再熱割れ発生メカニズムの検討	115
7・4 再熱割れ感受性評価方法	123
7・5 結言	131
第8章 総括	133
謝辞	136
本論文に関する著者の発表論文	137

第1章 序 論

1.1 緒 言

最近建造される溶接構造物は大型化が著しく進んでおり、特に橋梁の長大化、超高層建築および圧力容器などの大型化、高圧化がみられる。従って使用される材料は高強度のものであるにもかかわらず、板厚も厚くなる傾向にある。これら構造物では溶接部に発生する残留応力が比較的大きく、溶接割れ、脆性破壊、応力腐食割れ、疲れ強さの低下および溶接熱による溶接熱影響部（HAZ）の材質劣化などが懸念されるので残留応力の低減、HAZの靱性向上、溶接部の残留水素の除去および耐食性や耐応力腐食割れ性の改善などの目的で溶接後熱処理¹⁾（Post-Weld Heat Treatment----- PWHT）として応力除去焼なまし（Stress Relief Heat Treatment）や固溶化熱処理（Solution Heat Treatment）が施されることが多い。

このPWHT中に高張力鋼、Cr-Mo鋼および一部のオーステナイト系ステンレス鋼は溶接熱影響部粗粒域のオーステナイト粒界に沿って割れが生じることがある。この粒界割れは再熱割れ^{2, 3)}（Reheat Cracking）、または応力除去焼鈍割れ（Stress Relief Cracking）、ひずみ時効割れ（Strain Aged Cracking）と呼ばれ、溶接構造物の応力除去焼なましに際して重大な問題となっている。

再熱割れの発生には溶接施工上の要因と溶接される鋼の材質上の要因とが複雑に関与している。施工上の要因としては、溶接部での残留応力値の大小、特に止端部やルート部の応力集中の存在および溶接後熱処理（PWHT）の熱サイクル条件^{1, 2)}が挙げられる。

一方、鋼の材質上の要因としては、その鋼の化学組成であり従来までに種々の合金添加元素及び不純物元素の影響が検討されている。これらの研究報告において、再熱割れ感受性に及ぼす化学成分の影響についての結果をまとめると、再熱割れを発生する鋼はCr, Mo, V, Ti, Nbなどを含有する低炭素合金鋼に限られており、炭素鋼やMn鋼において再熱割れが発生したという報告はない。また、内木ら⁴⁾はこれら合金元素の再熱割れに及ぼす影響について検討し、次の割れ感受性を表す値 ΔG を示している。

$$\Delta G = [\%Cr] + 3.3 [\%Mo] + 8.1 [\%V] - 2$$

$\Delta G > 0$ の時に再熱割れが発生する

適用鋼種：800MPa級高張力鋼相当の化学組成の低合金鋼

一方、伊藤ら⁵⁾は再熱割れの発生には焼戻し中の時効硬化、特に2次硬化元素の析出が再熱割れを助長すると考え、種々検討し次の再熱割れ感受性指数 P_{SR} を提案している。

$$P_{SR} = (\%Cr) + (\%Cu) + 2(\%Mo) + 10(\%V) + 7(\%Nb) + 5(\%Ti) - 2$$

$P_{SR} > 0$ の時に再熱割れが発生する

適用合金組成： $\%Cr < 1.5$ $0.01 < \%C < 0.25$ $\%Cu < 1.0$ $\%Mo < 2.0$

$\%V, \%Nb, \%Ti < 0.15$

上記の割れ感受性指数に含まれる元素は、いずれも再熱割れ感受性を高める作用があり、個々の元素の作用の強さが明らかにされている。

さらに玉置ら^{6, 7)}はCr-Mo鋼についてインプラント式再熱割れ試験法によって初期限界応力($\sigma_{AW-crit}$)に及ぼすCr, Mo, V, Ti, PおよびSの影響を検討し、これらの化学成分がHAZの応力緩和特性および割れ発生温度における加熱限界応力($\sigma_{PW-crit}$)を変化させることを明らかにした。これらの結果によると、 $\%Cr < 1.0$ $\%Mo < 1.5$ の範囲で再熱割れ感受性は増大する。さらにCr-Mo組成図上に初期限界応力をパラメータとして記載する等限界応力線図を提案している⁸⁾。

しかし、これらの再熱割れ感受性指数は適用合金組成範囲があり、いずれも低合金鋼をターゲットにしており、ステンレス鋼や合金元素の多いCr-Mo鋼等の再熱割れは評価できない。

一方、割れ感受性に影響を及ぼす不純物元素としてはP, S, Sb, PbおよびAsがあげられておりいずれも鋼の再熱割れ感受性を高めることが指摘されている⁹⁻¹³⁾。これらはいずれも焼戻し脆性促進元素であり再熱割れが典型的粒界割れであることから脆化挙動からの評価はあるが、極低P, S鋼の実験結果でも割れが発生しており¹⁴⁾、不純物元素のみの再熱割れ感受性への影響について現在まで確立した考察はない。

これら従来までの研究結果により、再熱割れは結晶粒界すべり、すなわち粒界の応力集中による粒界破壊であることから、現在までに次の3つの説が割れ発生のメカニズムとして挙げられている。

(1) Cr, Mo, V, TiおよびNbなどの炭化物形成元素は鋼の割れ感受性を高めている。これら合金元素は再熱過程で炭化物として析出し、結果として高温の機械的性質に影響を及ぼし、その変化により粒界割れを誘発する^{4, 15)}。その機構については次の2つの考え方が提案されている。

a) 炭化物による析出強化のため結晶粒内が強化され、変形抵抗が増大し、その結果変形が結晶粒界に集中する^{4, 5)}。

b) 炭化物が旧オーステナイト粒界に沿って析出し、粒界の延性を減少させる。

(2) P, S, Sb, PbおよびAsなどの不純物元素は鋼の割れ感受性を高めている。これらの不純物元素はPWHTにおいて旧オーステナイト粒界へ偏析し、粒界の延性を低下させ粒界割れを誘発する⁹⁻¹²⁾。

(3) 合金添加元素及び不純物元素の複合作用について検討した報告^{13, 14)}では、両要因の影響は一般的に合金炭化物の粒内界析出の影響の方が大きく、不純物の粒界偏析の2~3倍である。また、再熱割れ発生機構は上記(1) a) および b) が同時に起こることにより発生している。

一方、これらの検討は鋼の化学組成についてのみ検討しているが、各種条件で行なわれる溶接においてはそのHAZ組織は冷却速度とともに大幅に変化することが予想され、これらの影響を検討した研究は少ない^{4, 16)}。また、合金炭化物もHAZ組織がベイナイト組織、マルテンサイト組織またはフェライト組織では析出量、析出サイトこれらを含め高温の機械的性質も大幅に変化することが予想される。本研究は再熱割れ感受性に及ぼす諸因子のうち、特にHAZ組織の相違に着目し、各種実用材料の割れ感受性を検討し、炭化物、不純物元素及びマトリックスの変形能の観点より割れ発生メカニズムについて検討した。

1.2 本論文の構成

本論文の構成図をFig. 1-1に示している。第2章では各種試験法が提案されている再熱割れ試験法について検討した。すなわち本研究では

- 1) HAZ組織として均一なミクロ組織が得られること
- 2) 少量の試験片で試験が可能なこと

3) あらゆる溶接条件が対応した残留応力が得られること

などの目的から、実際の溶接ではなく再現溶接熱サイクル処理を行なった。溶接熱サイクル処理は高温ソルトバスと再現溶接熱サイクル装置を用い、急速加熱冷却により均一なHAZ組織の試験片を作成した。割れ試験法としては 三点曲げ応力緩和試験¹⁷⁾ および昇温定歪速度試験法¹⁸⁾ による応力緩和試験、高温のHAZ固有の変形能、高温強度を調べる目的で昇温定荷重試験¹⁹⁾ を行なった。さらに割れ感受性の高い高張力鋼等については 円筒形試験片を用いた再熱割れ試験⁴⁾ を行い、これらの試験法の相違による再熱割れ感受性評価の信頼性について検討した。

第3章では再熱割れ感受性に及ぼす冶金学的諸因子の影響を検討した。すなわち、供試材の化学組成、特に合金添加元素の影響とHAZ組織および結晶粒径の影響を検討するため 各種冷却速度による変化により目的のミクロ組織を作成し、再熱割れ感受性の影響について検討を加えた。再熱処理条件も27.8~111.1K/ks(100~400K/h)の3種類の昇温速度について実験し、再熱処理条件の相違による割れ感受性について考察した。次に残留応力値については耐力(降伏応力)以下任意の応力値で検討し、割れ発生限界応力の測定を行い、再熱割れ感受性に影響するHAZ組織の関係をまとめた。

第4章では第3章で得られた諸因子の検討結果より、割れ感受性に及ぼすHAZの応力緩和挙動について検討した。すなわち再熱割れ発生領域である850~1200Kでの応力緩和挙動と高温強度の関係について、高張力鋼3種類(H.T80 2種類、H.T100)、Cr-Mo鋼3種類およびオーステナイト系ステンレス鋼3種類の計9種類の實用鋼種について割れ感受性と応力緩和挙動について整理した。特に再熱過程高温域での応力緩和の停滞、遅延とHAZ組織の固有の高温材料強度の関係から応力緩和挙動について3種類の鋼種に分けて考察を加えた。

第5章では 第4章で述べた応力緩和挙動に及ぼすHAZ組織について、特にミクロ組織のみを考え、高張力鋼、Cr-Mo鋼およびオーステナイト系ステンレス鋼に加え、再熱割れが発生しない炭素鋼およびTMCP鋼も用いて、再熱過程でのミクロ組織と結晶粒径の関係から詳細な考察を加えた。すなわちHAZ組織としてはフェライト組織、パーライト組織、ベイナイト組織(上部、下部を含む)、ラスおよびレンズ状マルテンサイト組織、またステンレス鋼で表れるオーステナイト組織、最近注目されているTMCP(Thermo Mechanical Control

Process)で得られた微細組織についても応力緩和量を測定し、材料および組織の種別による分類を試みた。

第6章ではこれらの結果より再熱割れ感受性に及ぼすHAZ組織の影響として応力緩和挙動の相違があり、その相違をもたらす再熱過程での析出炭化物の量、析出サイト及び析出炭化物の合金濃度の定量を行い、析出によるミクロ組織中でのマトリックス合金濃度および炭素濃度の変化について応力緩和挙動との関係より整理し、検討を加えた。また、粒界不純物元素の影響についても再熱割れ感受性が高い鋼材について検討し、その影響を明らかにするとともに総合的に割れ感受性を支配する諸因子について考察した。

第7章では第2~6章までで得られた結果より、再熱割れ感受性の評価方法について提案をした。すなわち、初めに析出炭化物の種類と形態についてSEM観察、EPMAによる分析により検討した。次に、応力緩和挙動と材料の高温強度の関係を整理し、割れ発生挙動を残留応力の観点から検討し、これにHAZ組織の相違による考察を加え、応力緩和挙動とマトリックス合金濃度の変化より割れ発生メカニズムについて考察した。さらに、全ての材質、HAZ組織についての考察として再熱過程での塑性変形能と変位量の間関係を整理することにより、再熱割れ感受性評価を試みた。この方法により材質およびHAZ組織が相違しても、割れ感受性は評価できることを述べている。

第8章は総括をしており、各章のまとめと再熱割れ感受性の評価法を示している。

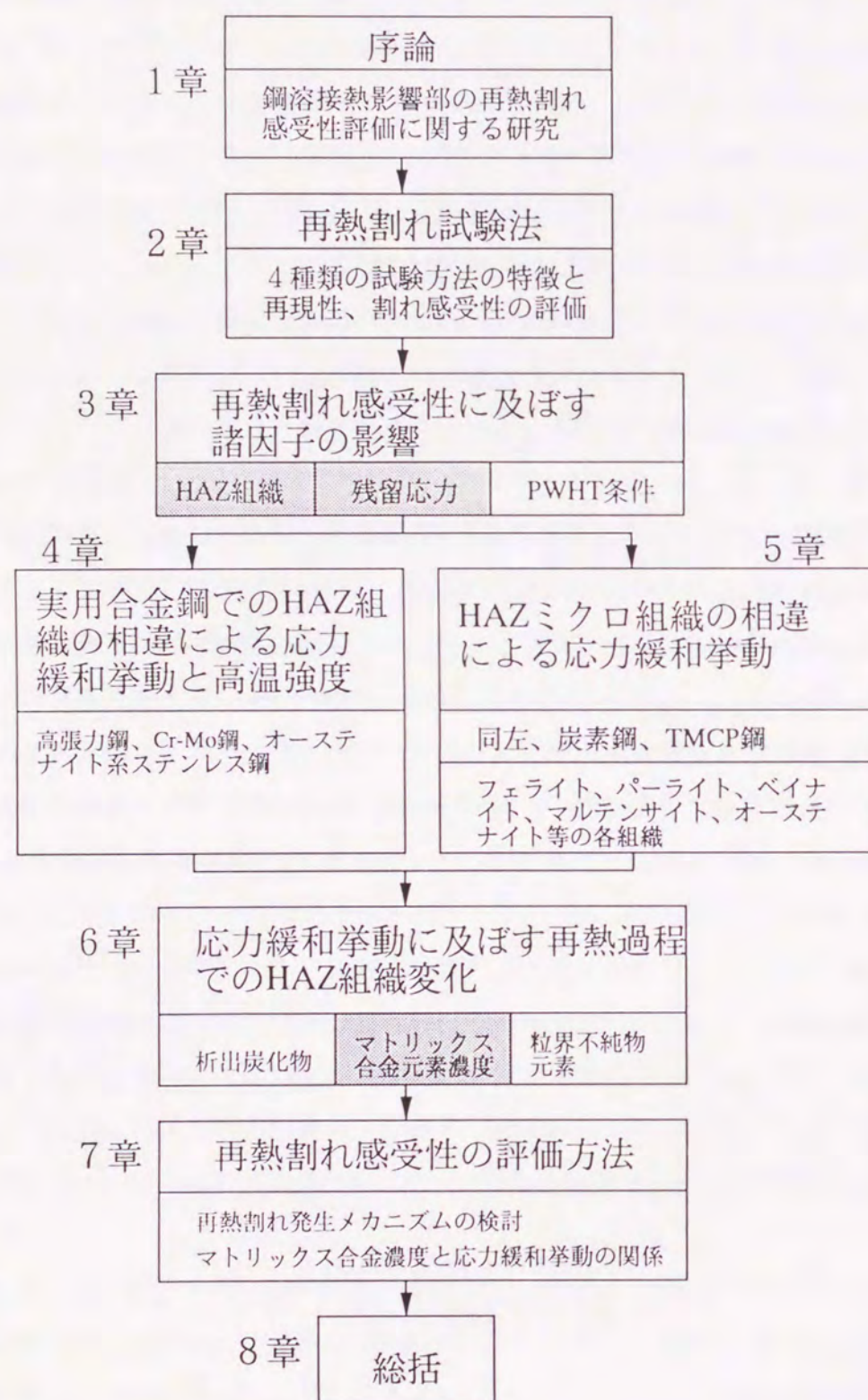


Fig.1-1 Schematic constituted diagram of this study

参考文献

- 1) 日本高圧力技術協会応力焼鈍委員会編：応力焼きなまし基準とその解説，日刊工
学新聞社（1982）
- 2) 玉置維昭：溶接学会誌，58-1（1989），58-64
- 3) A.Dhooge, A.Vinckier：Reheat cracking-A review of recent studies, IIW
Doc. IX-1373-85（1985）
- 4) 内木，岡林：溶接学会誌，39-10（1970），1059-1066
- 5) 伊藤，中西：溶接学会誌，41-1（1972），59-64
- 6) 玉置，鈴木：溶接学会誌，50-12（1981），1198-1203
- 7) 鈴木，玉置：溶接学会論文集，2-1（1984），47-54
- 8) 玉置，鈴木：溶接学会誌，51-9（1982），796-801
- 9) 井川，中尾，中村：溶接学会誌，49-2（1980）136-142
- 10) 中尾，西山：溶接学会誌，49-12（1980），835-839
- 11) C.A.Hippesley, J.F.Knott, B.C.Edwards：Acta Metallurgica, 28（1980），
869-889
- 12) C.A.Hippesley, J.F.Knott, B.C.Edwards：Acta Metallurgica, 30（1982），
641-654
- 13) 玉置，鈴木：溶接学会論文集，2-3（1984），475-482
- 14) 渡辺，サベジ：溶接学会論文集，1-1（1983），37-44
- 15) 伊藤，中西：溶接学会誌，40-12（1971），1261-1266
- 16) 松坂，桐原，正岡，吉岡：溶接学会誌，51-1（1982），58-63
- 17) 中村，圓城，菊地：溶接学会論文集，3-3（1985），560-566
- 18) 松坂，桐原，正岡，吉岡：溶接学会誌：，49-3（1980）203-207
- 19) 藤井，山本，上野：鉄と鋼，67-9（1981），1523-1532

第2章 再熱割れ試験法

2.1 緒言

割れ試験法として、これまでに各種の試験法が提案されている。実際の溶接部に発生する再熱割れを再現するために、試験片に溶接熱サイクルを付与し、溶接熱影響部 (HAZ) を得る。次に、得られたHAZを残留応力負荷状態で再加熱するという試験法では全て一致している。

実際の溶接部を用いる方法として、試験材を溶接しこの溶接部を実施工と同一条件で、PWHTする方法がある^{1, 2)}。また、低温割れ試験片である y 開先拘束割れ試験や Lehigh 拘束割れ試験片を溶接後、PWHTする方法もある³⁻⁶⁾。これらの試験法は自拘束型割れ試験と呼ばれている。この方法は一般に応力状態が実際の溶接部の残留応力状態と同一であるという利点があるが、残留応力を測定することが困難であり、溶接条件および試験片寸法も異なるため、実験結果を比較する時不十分である。これらの改良法としてインプラント試験による方法も試みられており⁷⁾、この場合応力測定は可能となるが実溶接継手となるため、本研究のようなHAZ組織の定量を含めた場合、HAZ組織毎の割れ感受性の評価は不可能である。さらに溶接部から試験片を採取し、曲げ拘束状態で所定の温度に加熱して割れの有無を検出する方法も用いられている^{8, 9)}。この試験法では溶接後に割れを発生するための応力を負荷しているため、初期拘束応力の制御は可能であるが、加熱中の応力緩和挙動を実測することは困難である。

一方、溶接熱サイクルを与える方法として、実際の溶接を用いずに熱処理によって再現する方法がある。熱処理の方法としては一般にソルトバスや再現溶接熱サイクル装置が用いられている。熱処理後に試験片に応力を負荷する方法として、変位一定での引張試験^{10, 11)}、一定歪速度での引張試験^{12, 13)}、応力一定での引張試験^{12, 14)} および曲げ拘束応力負荷方式^{15, 16)} 等多々用いられている。これらの試験法の場合、試験片の熱履歴が明確であり、熱履歴の条件を種々変化させることができる。

本研究では上記種々の再熱割れ試験法の中で、

- 1) 少量の試験片で実施できる
- 2) 熱サイクルの再現性が良好であること (任意のHAZ組織を再現できる)

3) 拘束応力を任意に変化させることができる

などの利点をいかし、三点曲げ応力緩和試験法 (曲げ拘束負荷方式)¹⁷⁾、昇温定歪速度試験法 (歪速度制御方式)¹²⁾ および昇温定荷重試験法 (応力一定方式)¹⁴⁾ の3タイプの試験法を用い、相互の試験法によるデータを検討した。また、簡易的再熱割れ評価試験法として、円筒形試験片による再熱割れ試験法¹⁸⁾ をおこない、前述の3法との評価法の整合性を検討した。

2.2 実験方法

本実験に用いた供試材の化学組成をTable 2-1に示す。いずれも従来からの研究で再熱割れの発生が報告されているT-1タイプの800MPa級および1000MPa級の高張力鋼3種類とCr-Mo鋼3種類である。Fig. 2-1に本実験で行なった再現溶接熱サイクルと再熱処理の模式図を示す。再現溶接熱サイクルは約10×10×100mmに加工した試験片を1623Kに保持した塩浴およびFig. 2-2に示す再現溶接熱サイクル装置を用い急速に加熱し、20s保持後、HAZ組織を変化させる目的で空冷 (A.C) および水冷 (W.C) の処理を行なった。また、各種溶接条件にあわせた組織は冷却過程の熱サイクル途中の1073~773Kまでの冷却時間を任意に変化させ、目的のHAZ組織を得た。これら得られた試験片は各種試験にあわせて再加工し実験に用いた。再熱処理は55.6K/s (200K/hr) の昇温速度で873~973Kまで加熱した。昇温中に割れが発生しない場合はその温度で7.2ks保持を行ない、割れ感受性の評価をした。

Table 2-1 Chemical compositions of steels used

Materials	Chemical compositions (mass%)										
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb
H.T. 80(A)	0.11	0.25	0.84	.008	.001	0.18	1.08	0.49	0.42	0.04	—
H.T. 80(B)	0.12	0.24	1.41	.013	.006	0.05	0.095	0.043	0.57	—	0.037
H.T. 100	0.16	0.25	0.79	.009	.013	0.21	1.26	0.73	0.53	0.07	—
1 1/4Cr-1/2Mo	0.14	0.54	0.60	.012	.004	—	—	1.36	0.52	—	—
2 1/4Cr-1Mo	0.08	0.26	0.50	.011	.004	—	—	2.28	0.99	—	—
5Cr-1/2Mo	0.06	0.18	0.37	.018	.007	—	—	4.10	0.46	—	—

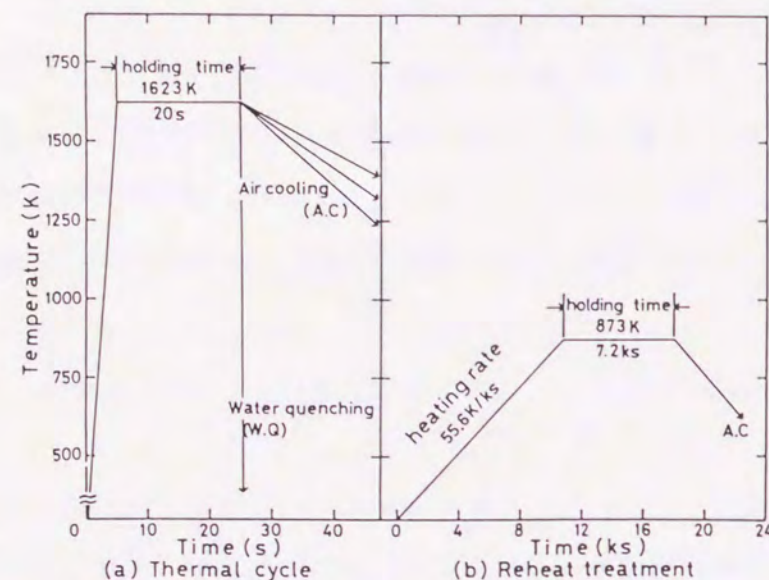


Fig.2-1 Schematic diagram of synthetic heat treatment and reheat treatment

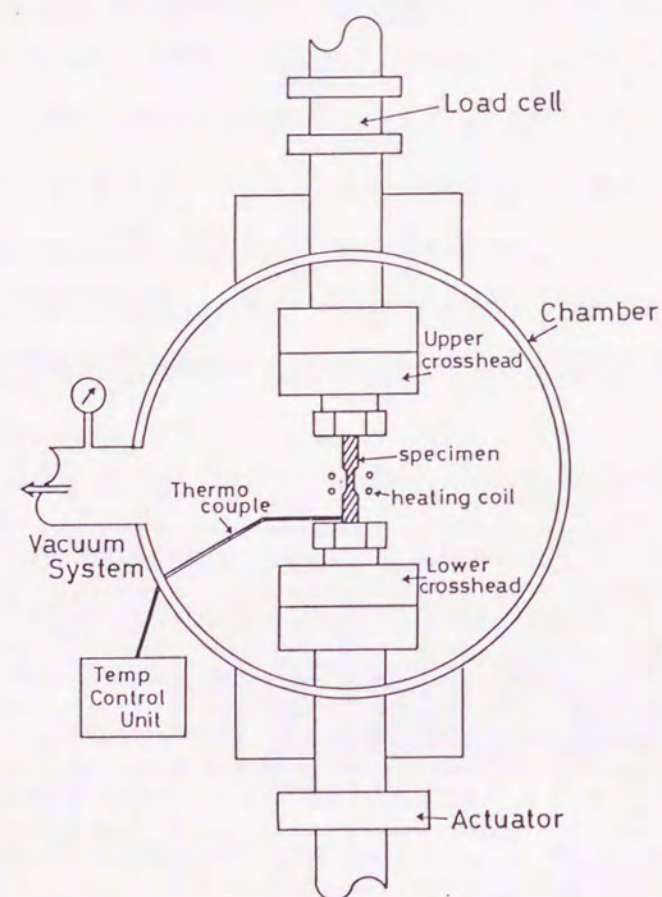


Fig.2-2 Schematic diagram of synthetic weld-heat cycles simulator (THERMORESTOR W)

2.2.1 三点曲げ応力緩和試験法

Fig.2-3に本実験で用いた三点曲げ応力緩和試験装置を示す。高温顕微鏡を用い、 $13.3 \times 10^{-4} \sim 10^{-5} \text{ Pa}$ の真空で行なった。加圧は両端の曲げアームにより行い、曲げアームの移動距離（試験片の変位量）をダイヤルゲージにより $1 \mu\text{m}$ の単位で読み取った。その際に試験中央部にかかる曲げ残留応力値（用いたヤング率は静的たわみ法で測定し、 206 GPa で計算した）はひずみゲージを用いて測定し、ダイヤルゲージの読みと応力値の関係を一次式で求めた。実験では初めに一定の曲げ応力をかけたまま、加熱に伴う変位量をダイヤルゲージにより測定した。測定は室温から 20 K ごとに行なった。支点間距離は 50 mm 、試験片形状は $4 \times 4 \times 60 \text{ mm}$ であった。なお、試験片には熱膨張による変位も含まれるため、無負荷で熱膨張を測定し、その値を総変位量から差し引く方法を用いた。割れ発生後、除荷して室温まで冷却し試験片を取り出し、SEMにより破面観察を行なった。

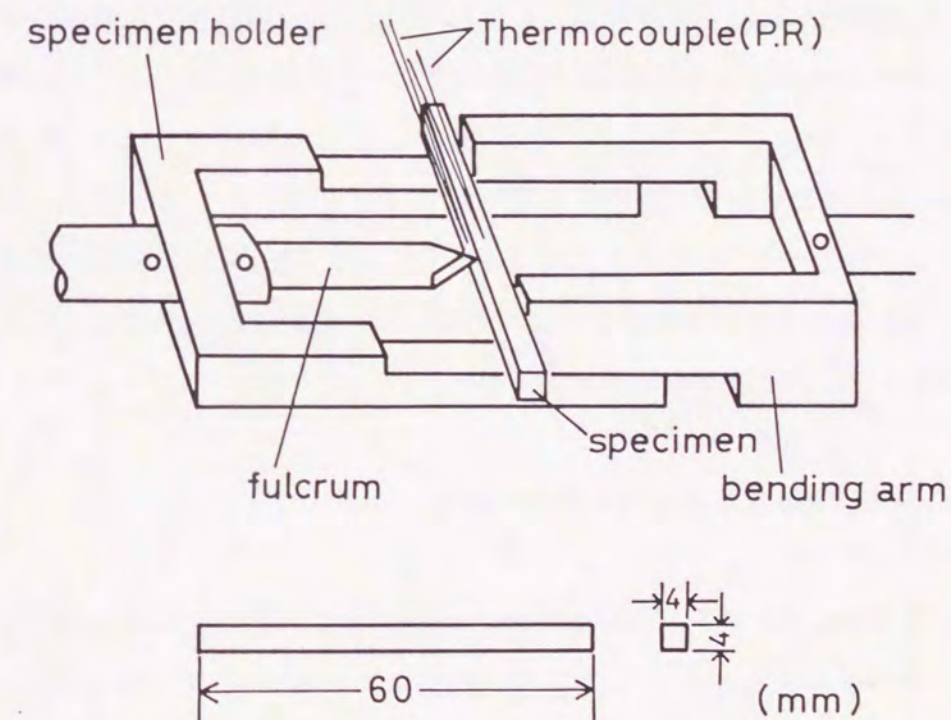


Fig.2-3 Shape of specimen and jigs of three point bending test

2.2.2 昇温定歪速度試験

Fig. 2-2に示した再現溶接熱サイクル装置を用いて $13.3 \times 10^{-4} \sim 10^{-5}$ Paの真空下で行なった昇温定歪速度試験方法についてFig. 2-4(左図)に示す。本法は一定歪速度で試験片に変位を与えるため応力緩和値が直接測定できる方法である¹²⁾。実験では初めに無負荷で熱膨張による変位量を測定した。次に、各温度における測定値を入力し、熱膨張分だけの変位を与え、初期拘束応力を任意に変化させ再熱過程の応力緩和挙動を検討するとともに再熱割れの発生の有無を調べた。なお、試験片形状はFig. 2-5に示すように全長100mm、高周波加熱による熱処理部分が標点間距離で10mm、直径が $\phi 5.5$ mmとし、上下ネジ式チャックにより再現溶接熱サイクル装置に装入し実験した。

2.2.3 昇温定荷重試験法

2.2.2の昇温定歪速度試験法と同様にFig. 2-2に示した再現溶接熱サイクル装置を用いて行なった昇温定荷重試験方法をFig. 2-4(右図)に示す。実験では負荷応力を任意に変化させ、応力一定条件下の高温での変位量の変化を調べた。この試験方法は応力緩和がないため、HAZ組織固有の高温強度及び変位量が得られる方法である¹⁹⁾。厳密に言うと応力緩和のない状態での試験のため再熱割れ試験方法としては異なるが、HAZ組織の影響のみを考えた場合は非常に有益な方法であると考えられる。この際の試験片形状も昇温定歪速度試験と同様にFig. 2-5に示す形状のものを使用した。

2.2.4 円筒形試験片による再熱割れ試験法

Fig. 2-6は本実験に用いた円筒形試験片形状を示す。この試験片にソルトバスにより再現溶接熱サイクルを与えたあと、ワイヤカット加工により外周に巾0.3×深さ0.5mmのuノッチを入れた。次に、ノッチ部の応力を変化させる目的で反対側に任意の距離で切断したあと、拘束溶接を行なった。各切断距離に対応する曲げ応力値はひずみゲージにより測定した。その結果をFig. 2-7に示す。横軸は拘束距離、縦軸はひずみゲージで測定した引張残留応力である。冷却速度の関係でA.C材はベイナイト組織になっており、約0.9mm以上の拘束距離では残留応力値が一定になったが、W.Q材はラスマルテンサイト組織になるため、耐力

で800MPa以上となっていた。

再熱割れ試験は赤外線瞬間加熱炉を用い、Arガス雰囲気中で行なった。再熱割れ試験後は円筒形の両端面について、顕微鏡により割れ長さの測定をした。さらに中央部については切断による割れの増長を防ぐため、硬化樹脂に埋め込んだ後、切断し測定した。測定値は中央部と両端面の平均値である。

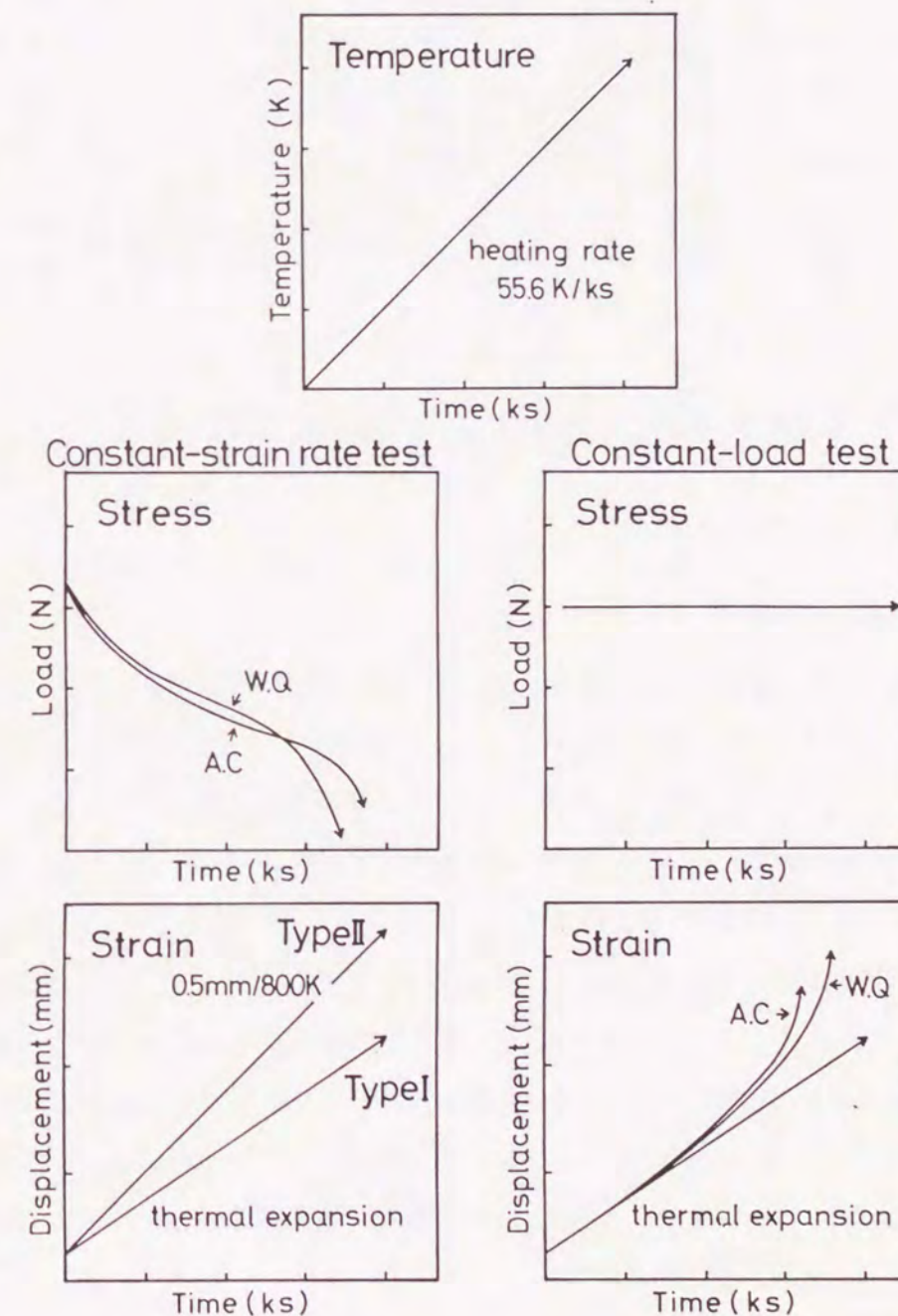


Fig. 2-4 Constant-strain rate test on heating method and Constant-load test on heating method

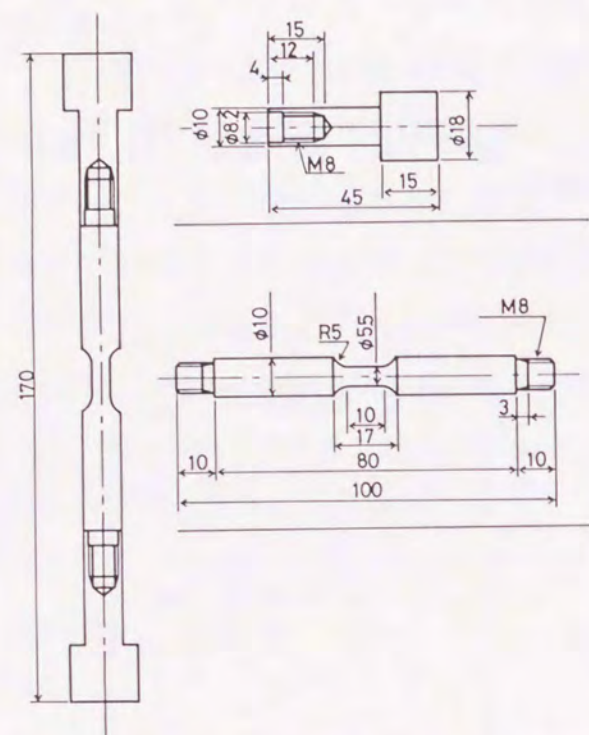


Fig.2-5 Specimen size and shape of chack parts

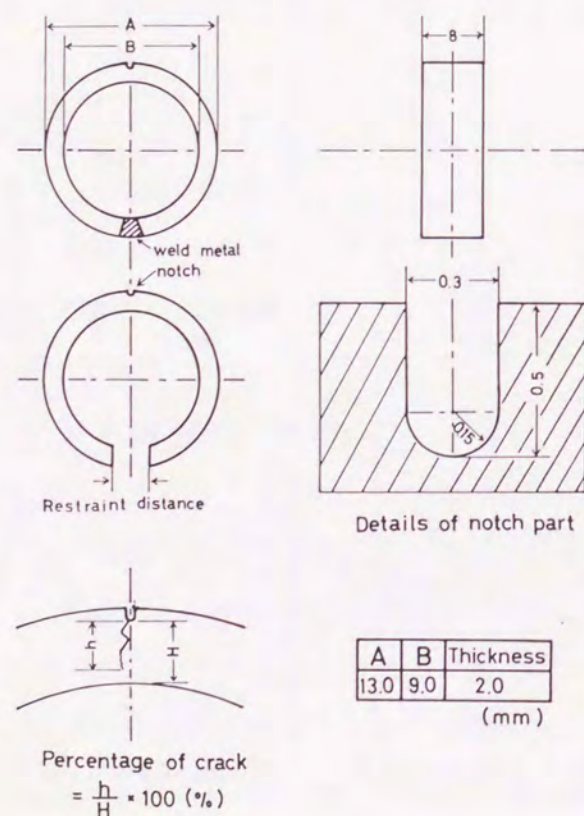


Fig.2-6 Detail of specimen of ring type reheat cracking test

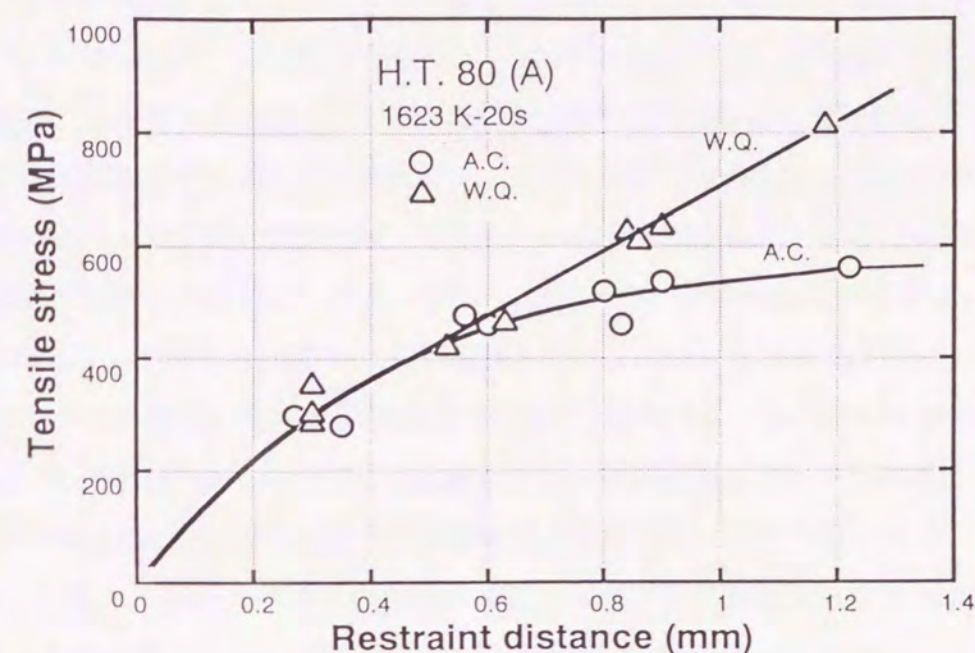


Fig.2-7 Relation between the residual tensile stress and the restraint distance on H.T80(A) steel

2.3 各種試験法による再熱割れ試験結果

実験では 初めに再熱割れ感受性に大きな影響を及ぼすHAZ組織、硬度値(HV)及びオーステナイト結晶粒径を調べた。Table 2-2は再現溶接熱サイクルで得られた3種類の高張力鋼および3種類のCr-Mo鋼の結果を示す。1073~773Kの冷却時間はCr-Mo鋼は、A.C材で50~60s、高張力鋼では115~225sであり、ミクロ組織はZ-I, II²⁰⁾を主としたベイナイト組織であった。一方、W.Q材はいずれも1s以内であった。ミクロ組織はM-I²⁰⁾のラスマルテンサイト組織であった。オーステナイト結晶粒径はCr-Mo鋼で100~160 μ mと粗大化しており、高張力鋼では180~220 μ mと Cr-Mo鋼よりさらに粗大化する傾向が認められた。室温での硬度値(HV)はCr-Mo鋼、A.C材で277~306、W.Q材で345~438の範囲であったが、Cr含有量が多くなる5Cr系ほどA.C材とW.Q材の硬度差が小さくなる傾向を示した。一方、高張力鋼の硬度値はA.C材で246~280、W.Q材で400~435の範囲であり、両鋼材とも同程度の硬度値が得られた。

Fig. 2-8は 三点曲げ応力緩和試験で得られたH.T80 (B) の代表的な再熱割れのミクロ組織を示す。粗大化したオーステナイト結晶粒界に沿って割れが進行しているが、割れの発

生箇所は数カ所存在しており、それが連結して破断にいたることが判明した。

Fig. 2-9は H.T80 (A) の初期応力588MPaでの三点曲げ試験結果である。図中A.C、W.Qは冷却時間がそれぞれ225sと1sのもので横軸の873K以上は保持時間 (ks) で示している。受入材 (As Received) の場合約650Kまではほとんど変化せず、それ以上の温度で徐々に変位量を増し、800K前後より急激な変形を起こし、さらに873Kの保持過程でも変形は進行するが、7.2ksまでは割れ発生はなかった。次にW.Q材は450K付近より徐々に変形しはじめ、それ以上の温度では放物線状に変形し、870K、変位量1.13mmで割れが発生した。A.C材は約500Kより変形をはじめ、途中600~700Kにかけて残留オーステナイト (Retained Austenite) の分解によると思われる変形の進行の停滞が起こり、それ以上の温度で軟化が遅れる傾向を示した。割れは860Kで変位量0.82mmで起こった。このようにA.C材はW.Q材に比べて変位量、破断温度とも低く、再熱割れ感受性は高かった。

一方、Fig. 2-10は11/4Cr-1/2Mo鋼の初期応力470MPaでの三点曲げ試験結果である。再熱過程の変位量はH.T80 (A) に比べて大きい。両処理材の緩和傾向、すなわち A.C材の再熱過程高温域での軟化抵抗と約900Kでの再熱割れの発生 およびW.Q材の放物線状の緩和傾向はFig. 2-9で示す高張力鋼と同様であった。すなわち、この三点曲げ試験法は再熱過程での残留応力値は測定できないが、変位量が測定できることにより、再熱割れの応力緩和挙動の諸現象を十分に再現しているものと考えられた。

次に昇温定歪速度試験による再熱割れ試験結果をFig. 2-11に示す。これは11/4Cr-1/2Mo鋼の試験結果であるが、三点曲げ応力緩和試験とは応力負荷方法が引張タイプと曲げタイプと異なり、測定値も変位量と残留応力値と異なるため一様には比較できないが、いずれも応力緩和挙動のデータを求める方法である。W.Q材は 700K以上では応力緩和傾向が放物線状に減少するのに対し、A.C材の場合700~900Kまでの応力緩和の停滞及びそれ以上での応力緩和の遅れとそれに伴う再熱割れの発生が認められ、本実験法での評価も三点曲げ方法と同様な傾向が認められた。唯一、相違点としては再熱過程低温域で三点曲げ法による変位量の減少カーブと昇温定歪速度試験での応力緩和挙動が対応していないが、割れ発生の起こる高温域では両法とも同様の傾向を示した。このように再熱割れ試験方法としては再熱過程での応力緩和量もしくは変位量を測定することができれば曲げ方式でも引張方式でも充分、評価しうるデータが得られた。

昇温定荷重試験による2種類のCr-Mo鋼の再熱割れ試験結果の一例をFig. 2-12に示す。前述したようにこの試験法はいずれも供試材が破壊するまで一定荷重を負荷するため、再熱

割れ感受性および再熱割れ発生の有無を比較する時には適さないが、HAZ組織固有の高温強度および変位量の検討には非常に都合のいい試験法である。a)は変位量と破断温度、b)は負荷応力と破断温度の関係を示している。11/4Cr-1/2Mo鋼のA.C材の変位量は少なく、負荷応力の増減に対して1.1~1.3mm程度であった。一方、11/4Cr-1/2Mo鋼のW.Q材、21/4Cr-1Mo鋼のA.C材およびW.Q材の変位量は 負荷応力の減少と共に大幅に増加する傾向があり、破断温度もより高温側へ移行している。b)の同一負荷応力で調べると21/4Cr-1Mo鋼は11/4Cr-1/2Mo鋼に比較して 20~50K程度破断温度が高い。つまり21/4Cr-1Mo鋼は高温強度が高く変位量も多いため再熱割れ感受性が低い結果となっている。このように昇温定荷重試験は材質毎およびHAZ組織毎の高温物性値を検討する上で非常に評価しやすい方法であった。

円筒形試験片による再熱割れ試験法で得られた結果の例をFig. 2-13に示す。この試験法は一度に多数の試験片の再熱割れ試験が可能であることが特徴である。H.T 80 (A) のデータで、図中 (a) のA.C材は約490MPaを境に再熱割れが発生しているのに対して、(b) のW.Q材では約1000MPaで割れが発生し、1040MPaで断面割れ率は 最大35%であった。このようにHAZ組織の相違により再熱割れ感受性は大幅に異なり両者の割れ発生限界応力が約2倍の差となっていた。

再熱割れ試験および高温物性試験として4種類の試験法を行なったが、それぞれ特徴があり、3章以降の実験ではその目的に応じて各試験法を組み合わせで行ない、HAZ組織の相違による再熱割れ感受性の評価について検討した。

Table 2-2 Relation between Vickers hardness, grain size and cooling time from 1073K to 773K on H.T steels and Cr-Mo Steels

Materials		Cooling time from 1073K to 773K (s)	Hardness (R.T) HV;(49.03N)	Grain size (μm)
H.T.80(A)	A.C	225	246	200~220
	W.Q	<1	400	200~220
H.T.80(B)	A.C	128	265	180~200
	W.Q	<1	407	180~200
H.T.100	A.C	115	280	180~200
	W.Q	<1	435	180~200
11/4Cr-1/2Mo	A.C	50~60	277	100~120
	W.Q	<1	438	120~130
2 1/4Cr-1Mo	A.C	50~60	293	105~120
	W.Q	<1	371	130~150
5Cr-1/2Mo	A.C	50~60	306	135~160
	W.Q	<1	345	135~155

A.C: Air cooling
W.Q: Water quenching

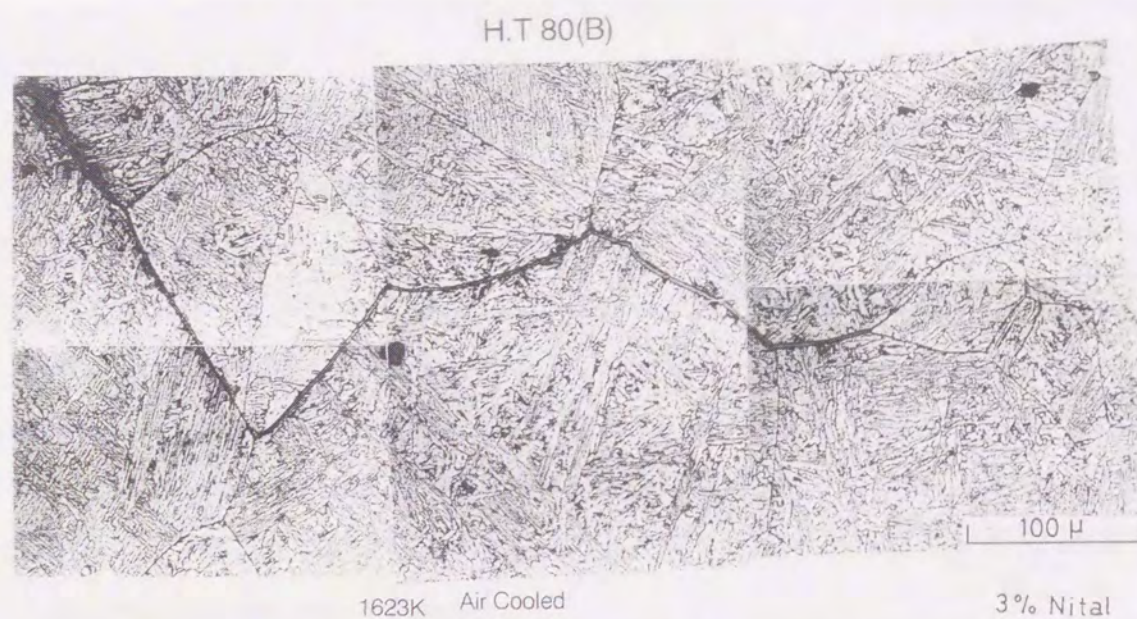


Fig.2-8 Representative microstructure of the reheat cracked specimen (H.T80(B) steel)

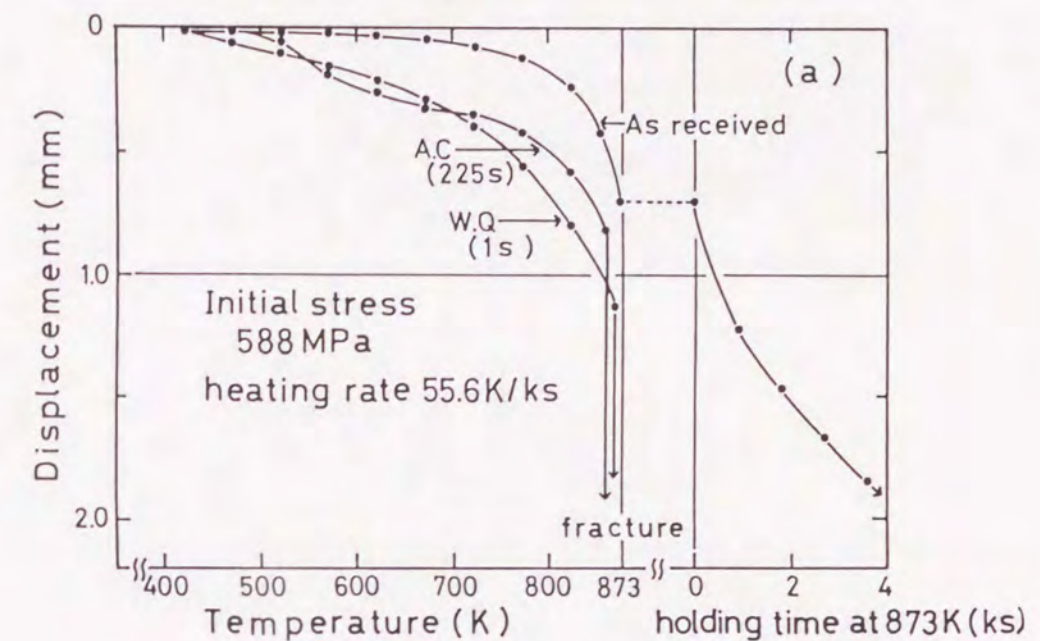


Fig.2-9 Effect of cooling time on the displacement of specimen obtained by three point bending test on H.T80(A) steel

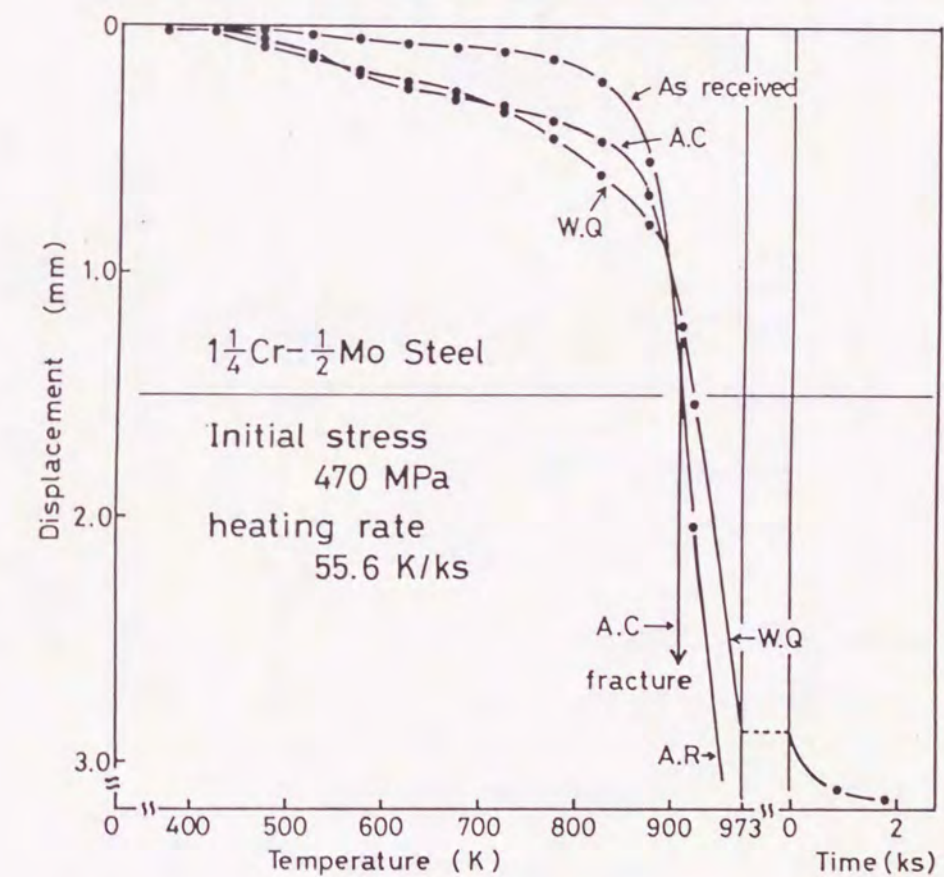


Fig.2-10 Effect of cooling time on the displacement of specimen obtained by three point bending test on 11/4Cr-1/2Mo steel

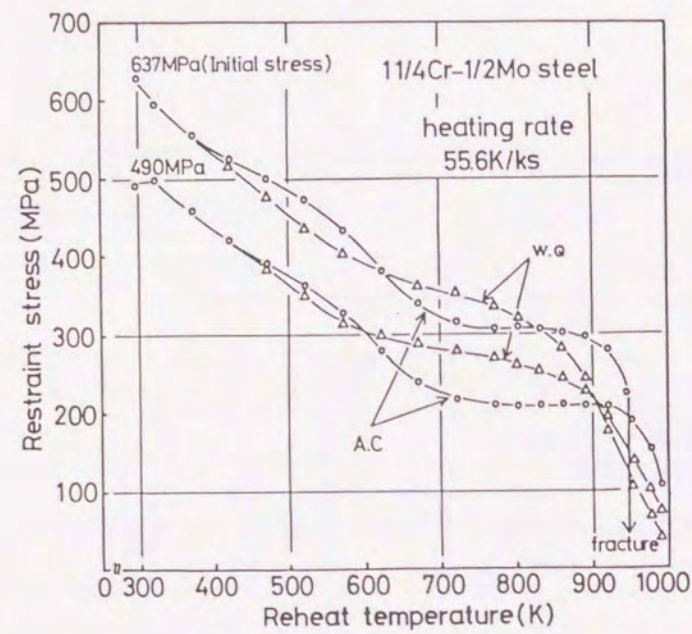


Fig.2-11 Relation between the restraint stress and the reheat temperature on 11/4Cr-1/2Mo steel obtained by Constant-strain rate test on heating

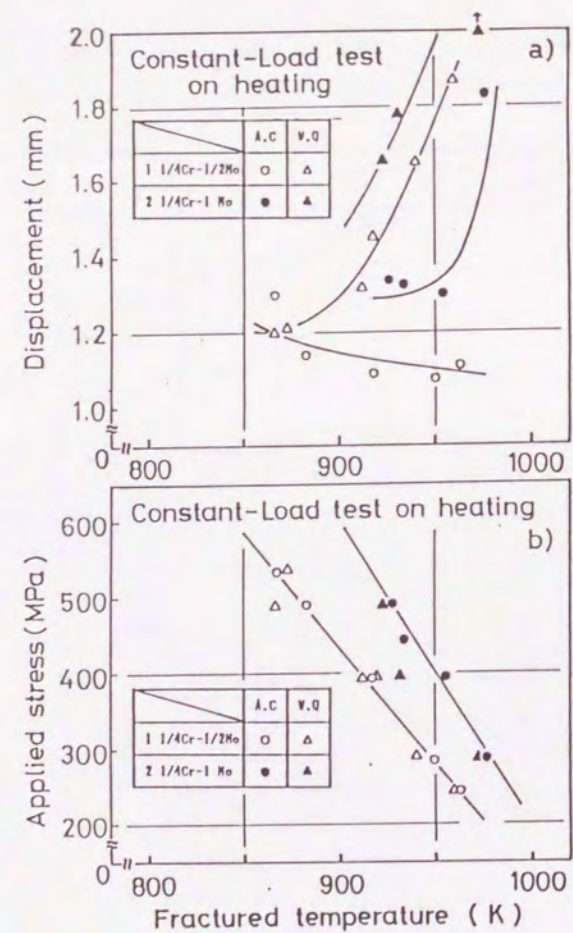


Fig.2-12 Relation between displacement and the fractured temperature of 2 type steels on the reheat treatment obtained by Constant-load test on heating
a) Displacement b) Applied stress

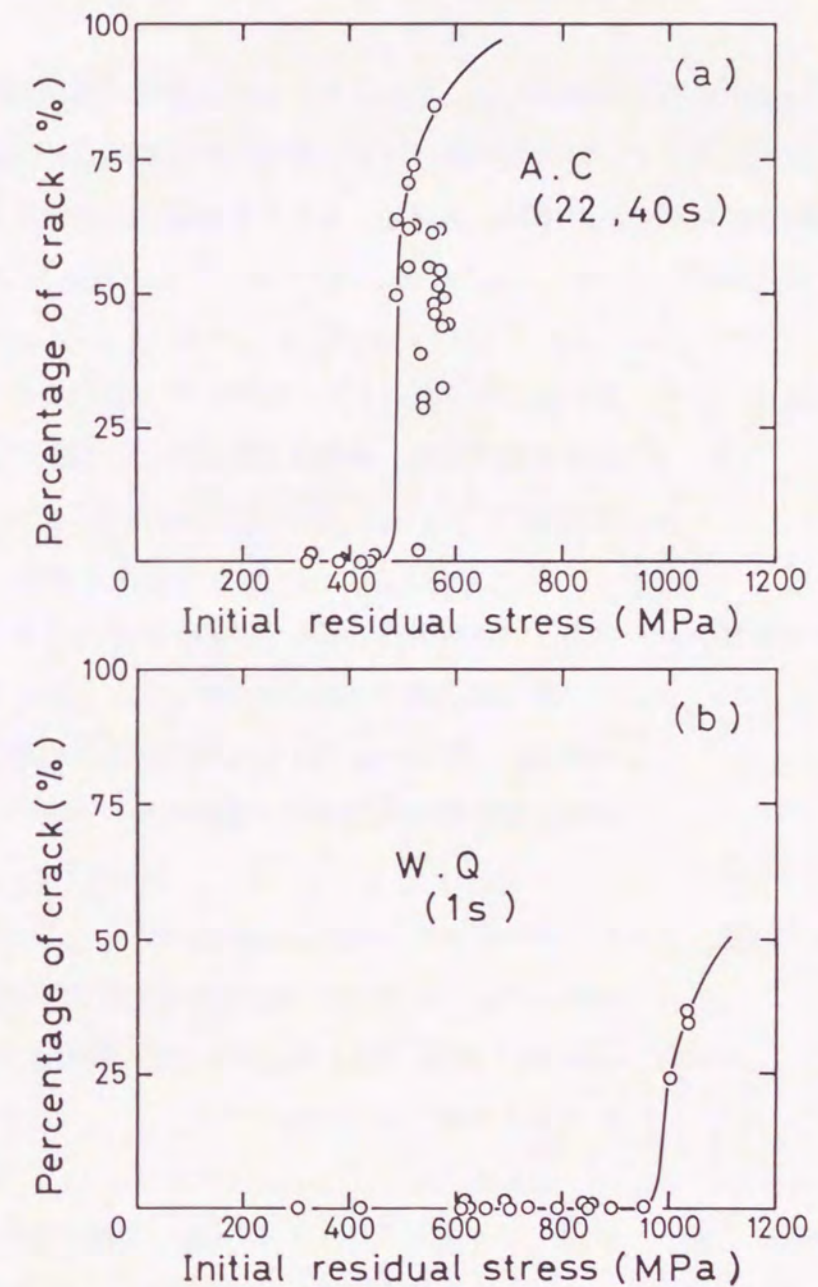


Fig.2-13 Effect of cooling time on the reheat cracking susceptibility of H.T80(A) steel obtained by ring type cracking test

2.4 結 言

各種提案されている再熱割れ試験法について三点曲げ法による応力緩和試験、昇温定歪速度試験、昇温定荷重試験および円筒型試験片による再熱割れ試験の計4種類の再熱割れ試験法を高張力鋼とCr-Mo鋼の実用材料に適用し、それぞれの評価方法の相違について実験した結果以下の結論を得た。

- (1) 三点曲げ試験法・・・曲げ応力負荷方式で応力緩和に伴う材料の変位量を正確に測定可能であり、再熱割れ感受性を評価し得る試験法であった。
- (2) 昇温定歪速度試験法・・・引張応力負荷方式で歪み変化に対応する残留応力値の低下傾向を正確に測定可能であった。また、三点曲げ応力緩和試験の応力緩和データとよく対応することも判明し、この方法も割れ感受性評価ができる試験法である。
- (3) 昇温定荷重試験法・・・応力緩和による再熱割れは再現できないが、再熱過程での高温物性値（高温強度、変位量等）の測定ができる。このことは再熱割れ感受性におけるHAZ組織固有の物性値評価に有益であることが判明した。
- (4) 円筒形試験片による・・・曲げ応力負荷方式による再熱割れ試験法であるが割れ発生の有無、割れ発生限界応力の測定で一度に多数の試験片で検討できる特徴があり、材質別、HAZ組織別の再熱割れ感受性の評価には適している。

参考文献

- 1) B.A.Glossop, N.F.Eaton, T.Boniszewski: Metal Construction and British Welding Journal, 1-2 (1969), 68-73
- 2) F.Mulley, R.Cadman: British Welding Journal, 9-4 (1962), 212-220
- 3) C.F.Meitzner, A.W.Pense: Welding Journal, 48-10 (1969), 431s-440s
- 4) A.W.Pense, E.J.Galda, G.T.Powell: Welding Journal, 50-8 (1971), 374s-378s
- 5) 伊藤, 大西: 溶接学会誌, 41-1 (1972), 59-64
- 6) R.A.Swift: Welding Journal, 50-5 (1971), 195s-200s
- 7) 玉置, 鈴木: 溶接学会誌, 50-12 (1981), 1198-1203
- 8) 伊藤, 中西: 溶接学会誌, 40-12 (1971), 1261-1266
- 9) 内木, 山崎, 真子, 岡林: 溶接学会誌, 33-9 (1964), 710-717
- 10) 菊地, 大西: 溶接学会誌, 47-9 (1978), 632-638
- 11) 菊地, 大西: 溶接学会誌, 47-2 (1978), 85-92
- 12) 松坂, 桐原, 正岡, 吉岡: 溶接学会誌, 49-3 (1980), 203-207
- 13) 井川, 中尾, 武原: 溶接学会誌, 47-3 (1978), 153-160
- 14) 藤井, 山本, 上野: 鉄と鋼, 67-9 (1981), 1523-1532
- 15) C.A.Hippesley, J.F.Knott, B.C.Edwards: Acta Metallurgica, 28 (1980) 869-889
- 16) J.Sun, R.Zaiss, M.Menyhard, C.J.McMahon, Jr: Metal Science and Technology, 3-2 (1987), 139-145
- 17) 中村, 圓城, 菊地: 溶接学会論文集, 3-3 (1985), 560-566
- 18) 内木, 岡林: 溶接学会誌, 39-10 (1970), 1059-1066
- 19) 松坂, 桐原, 正岡, 吉岡: 溶接学会誌, 51-1 (1982), 58-63
- 20) 鎌田, 荒木: 溶接学会誌, 52-2 (1983), 205-211

第3章 再熱割れ感受性に及ぼす冶金学的諸因子の影響

3.1 緒言

再熱割れ感受性に影響を及ぼす冶金学的因子としては、再熱処理前すなわち溶接時での結晶粒径およびHAZ組織の影響が大きいと言われている¹⁾。一般的にこの割れの特徴としてはオーステナイト結晶粒界に沿って発生することであり、第1章でも述べたように再熱割れ発生の必要条件として以下の4項目が挙げられる。

- 1) 材質上割れの発生しうる鋼種であること
- 2) HAZで粗大結晶粒が存在すること
- 3) 厚板で拘束度が高く、高い残留応力が存在し、場合によっては歪集中部が存在すること
- 4) 溶接後熱処理や高温使用などにより773K以上に加熱され、その際HAZ組織内で何らかの析出硬化現象が生じること

このような再熱割れの特徴から 関与する要因として母材成分、HAZ組織、結晶粒径、残留応力および再熱処理条件が考えられる。この中で、母材成分の影響については鋼の合金添加元素が溶接によって生じるHAZ組織変化と、その後の再熱処理過程での応力緩和挙動で起こる合金炭化物析出による2次硬化現象の影響が考えられている²⁾。また、特定の鋼種(H.T80、Cr-Mo鋼、Cr-Mo-V鋼、Ni基耐熱合金およびSUS347(含Nb)等)にのみ発生する割れのため、既に第1章に記述したように

$$\Delta G = Cr + 3.3Mo + 8.1V - 2$$

$$P_{SR} = Cr + Cu + 2Mo + 10V + 7Nb + 5Ti - 2$$

等の式が提案されているが、CrおよびMoの含有量に適用範囲が存在しており、低合金鋼(Cr;1.5%以下、Mo;1.0%以下)の合金組成範囲では詳細な研究^{3, 4)}が進んでいるが、高合金鋼についてはほとんど材質の研究の報告はない。但し、いずれも2次硬化元素を含む鋼種のため、炭化物析出硬化に関する論点での報告が多いようである^{3, 5)}。

本章では上記再熱割れ発生の認められている鋼種のうち、高張力鋼およびCr-Mo鋼を用いてその結晶粒径、HAZ組織、再熱処理条件および残留応力について検討し、各々の因子の影

響と相互作用について検討した。

3.2 実験方法

本実験に用いた供試材の化学組成は第2章のTable 2-1に示すように再熱割れの発生している高張力鋼3鋼種と21/4Cr-1Mo鋼である。初めに結晶粒径を変化させるためソルトバスを用い、Fig.3-1に示す再現溶接熱サイクルでの最高加熱温度を1323K、1473Kおよび1623Kの3条件に変化させ、いずれも保持時間を20sとして、結晶粒径を10~200 μ m程度に変化させた。次にHAZのミクロ組織の変化については冷却過程の1073~773Kの冷却時間を1~225sに変化させることによりラスマルテンサイト組織からフェライト+パーライト組織まで変化した。一方、再熱処理条件は施工上一般的に行なわれている⁶⁾27.8、55.6および111.1K/ks(100、200および400K/h)の3条件の昇温速度で行ない、その熱処理条件の相違による割れ感受性への影響について検討した。なお、残留応力値の影響は2.2.4で示した円筒形試験片による再熱割れ試験により評価した。

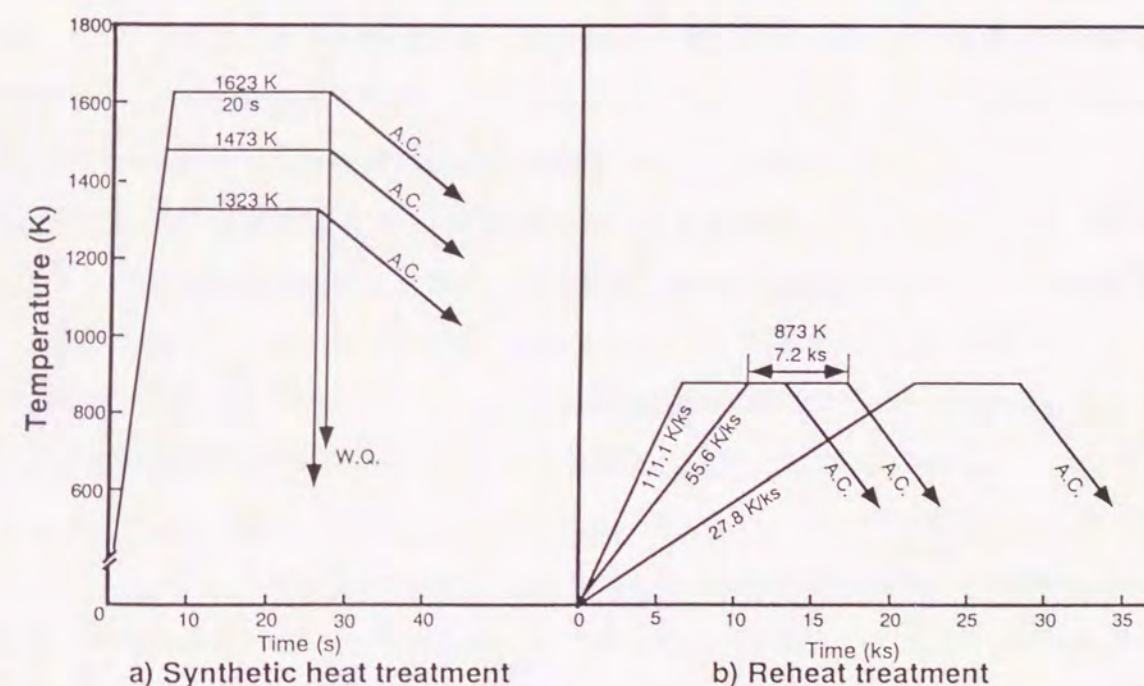


Fig.3-1 Schematic diagram of synthetic heat treatment and reheat treatment

3.3 実験結果

3.3.1 HAZ組織および結晶粒径の影響

Fig. 3-2 はH. T80(B)およびH. T100で得られた最高加熱温度の変化によるオーステナイト結晶粒径を示す。なお、この際の条件としては各最高加熱温度で20s保持、1073~773Kの冷却時間はW. Q材が1sのラスマルテンサイト組織、A. C材が22~29.4sのベイナイト組織としたが、冷却時間の相違は結晶粒径にほとんど影響がなかったので材質でのみ比較した。1323Kの最高加熱温度では約16~20 μm 程度と受入材（市販材）と比べて結晶粒径は若干小さくなる傾向があった。一方、1623Kの最高加熱温度ではH. T80(B)で約70 μm 、H. T100で約80 μm と受入材に比べてかなり粗大化する傾向が認められた。

その際のH. T80(B)のHAZ組織をFig. 3-3に示す。最高加熱温度1623Kでのオーステナイト結晶粒径は1323Kの組織に比べてかなり粗大化しているのがわかる。

さらにFig. 3-4に示すように再熱処理過程でも粗大化は進み、最高加熱温度1623Kのものは約85~110 μm まで粗大化したが、1323Kのものは受入材とほぼ同一の結晶粒径であった。再熱処理での昇温速度の影響は、105.6K/ksの最も速い昇温速度の条件で他のものに比べて若干結晶粒径が粗大化する傾向があったが、明瞭な差異は認められない。

一方、Fig. 3-5は、21/4Cr-1Mo鋼で得られた最高加熱温度の変化による同様のオーステナイト結晶粒径の変化を示す。保持時間および冷却過程の1073~773Kまで冷却時間も前述の高張力鋼とほぼ同一の条件であった。最高加熱温度の影響は大きく、1323Kでは受入材より若干小さい20~30 μm であるが1473Kでは40~60 μm 、1623Kでは得られた結晶粒径にバラツキはあるが100~150 μm とかなり粗大化する傾向が認められた。冷却速度の差すなわちA. CおよびW. Q処理による結晶粒径の差はほとんどなく、主として最高加熱温度の影響が大きいことがわかった。

Fig. 3-6は21/4Cr-1Mo鋼の最高加熱温度の変化によるHAZ組織を示す。W. Q材はラスマルテンサイト組織、A. C材はベイナイト組織であった。これはFig. 3-3で示したH. T80(B)とほぼ同様のミクロ組織となっていた。最高加熱温度の影響は結晶粒粗大化には明瞭であり、オーステナイト結晶粒径は受入材に比べて5~7倍となった。

一般的に再現溶接熱サイクルでは最高加熱温度が1623Kで処理するのが最もHAZと溶接金属との境界（フュージョンライン）の再現に適していると言われており⁷⁾、これからの実

験では最高加熱温度は1623K一定とし、結晶粒径の大きさは保持時間の変化により与えた。

次にこれら粗大化した結晶粒に対してミクロ組織を変化させるため1073~773Kの冷却時間を1~225sの6種類に変化させて得たH. T80(A)のHAZ組織をFig. 3-7に示す。連続冷却変態(CCT)実験の結果、本試料は1.8s以内でマルテンサイト変態、14s以上ではマルテンサイトは消滅しベイナイト変態のみとなる。300s以内の冷却時間では初析フェライトの存在は認められなかった。光顕と一部SEM観察により、冷却時間が1.0sのものはM-I（ラスマルテンサイト）、22sのものはZ-II（下部ベイナイト）とZ-I（上部ベイナイト）、40sのものはZ-II, I、54sのものはZ-II, IにF-III（ベイニティックフェライト）、80sのものは54sとほぼ同じであるがF-IV（粒内針状フェライト）も一部観察された。225sのものはF-III、IVとともにF-I（粒界フェライト）も存在していた。

このような分類法⁸⁾はオーステナイト粒界からのフェライトとセメンタイトの析出形態による分類から考察しているもので、Fig. 3-8に析出形態の概略図を示す。(a)は冷却過程の873~773Kの温度範囲で起こるベイニティックフェライト組織（F-III）の生成機構を示している。一方、(b)は773~723Kの温度範囲で起こる上部ベイナイト組織（Z-I）の形態を示しており、セメンタイトが初めに微細に析出するが、さらに低温になるにつれて非常に薄いラメラ状に析出する形態となる。(c)はさらに低温の723~Ms点に起こるベイナイト変態で下部ベイナイト組織（Z-II）が得られる形態である。析出する時間がほとんど無くセメンタイトはフェライト結晶粒内界にランダムに析出し、硬度値もかなり高くなる。さらに低温ではベイナイト変態は消滅しラスマルテンサイト変態（M-I）となる。しかし、いずれの場合もH. T80(A)のHAZ組織はこれら組織が複雑に存在しており⁹⁾、これを正確に分類するのは困難であった。

Fig. 3-9 (a) はH. T80 (A) の冷却時間に伴う組織変化とビッカース硬度値 (HV) の関係を示すもので、約1sのラスマルテンサイト組織では約400、22~225sのベイナイト、フェライト組織では冷却時間にかかわらず約250であった。(b) は同様に残留オーステナイト量 (R. A) をMoK α_1 線を用い、X線回折法により測定した結果である。R. Aは1sのものは認められないが冷却時間の増加につれて増え、225sのもので約7%となった。この傾向は低合金鋼特有のもので、ベイナイト組織において他の組織に比較して残留オーステナイトが多くなる傾向を示した。

以上のような組織としたH. T80(A)の円筒形試験片による再熱割れ試験結果を前章のFig. 2-13に示した。図中 (a) のA. C材は冷却時間22sと40sのもので組織はZ-II, Iが主であっ

た。(b)のW.Q材は1sのものである。(a)のA.C材では約490MPaを境に割れが発生しているのに対し、(b)のW.Q材では約1000MPaで割れが発生し、1040MPaで断面割れ率は最大35%であった。このように組織の相違により再熱割れ感受性は大幅に異なり、両者の割れ発生限界応力が約2倍の差となった。また、Mn-Mo系のH.T80(B)、H.T100および21/4Cr-1Mo鋼の再熱割れ試験も同様の手法を用いて行なった結果、いずれもベイナイト組織の割れ感受性はラスマルテンサイト組織に比べて高かった。

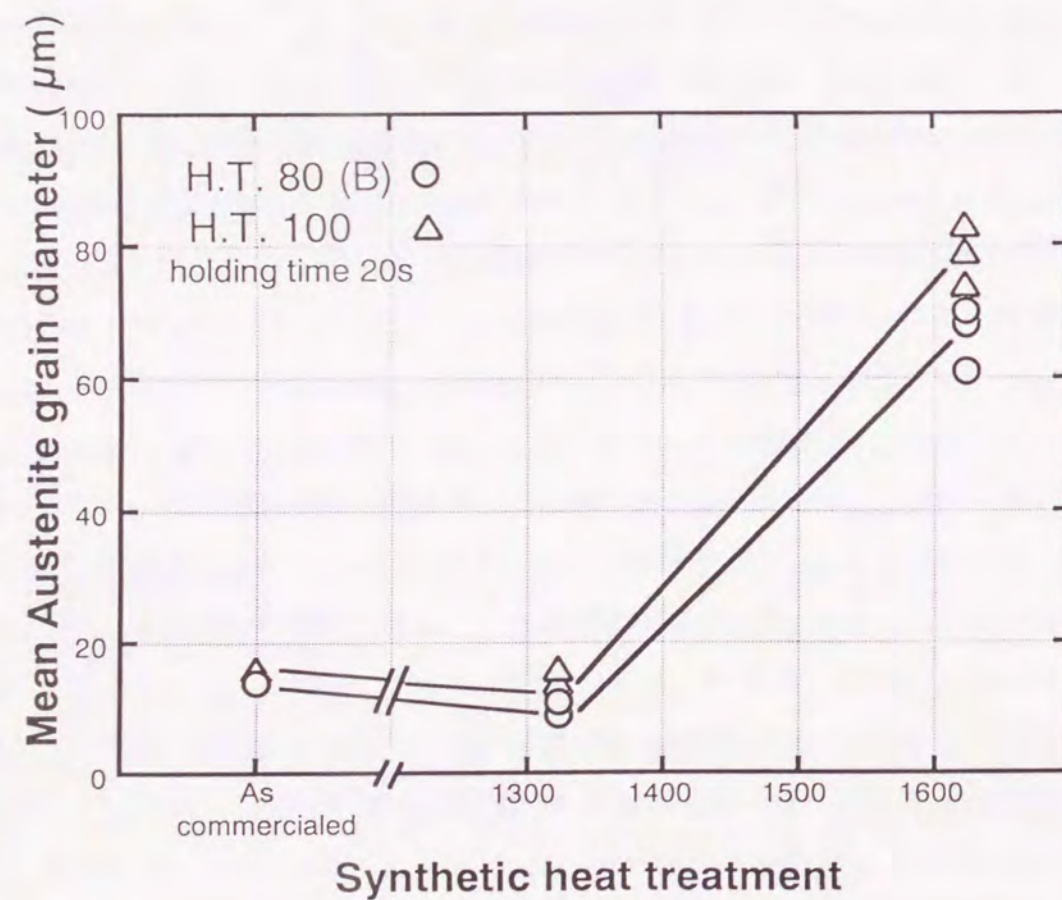


Fig.3-2 Effect of maximum synthetic heat treatment on the mean Austenite grain diameter of High Tensile steels

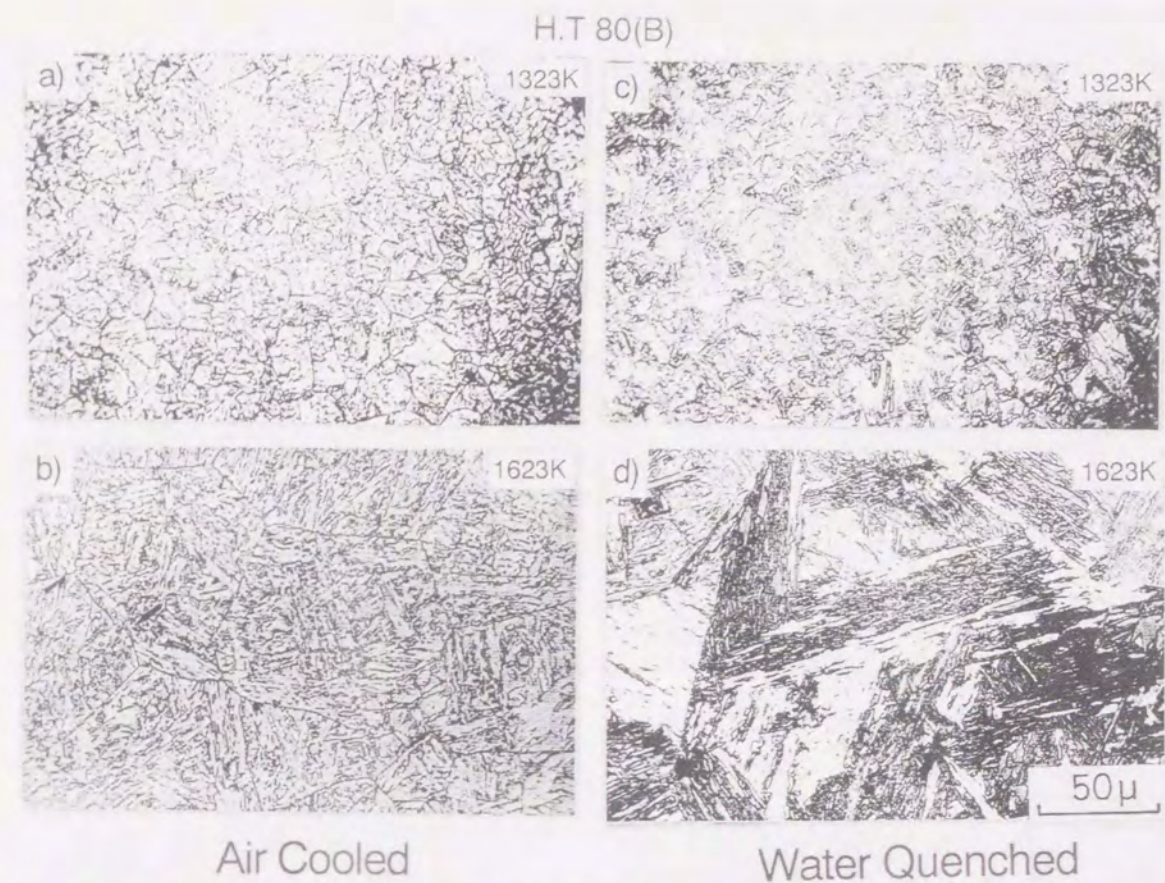


Fig.3-3 Microstructures of H.T80(B) steel treated at 2 type cooling time (A.C specimens and W.Q specimens)

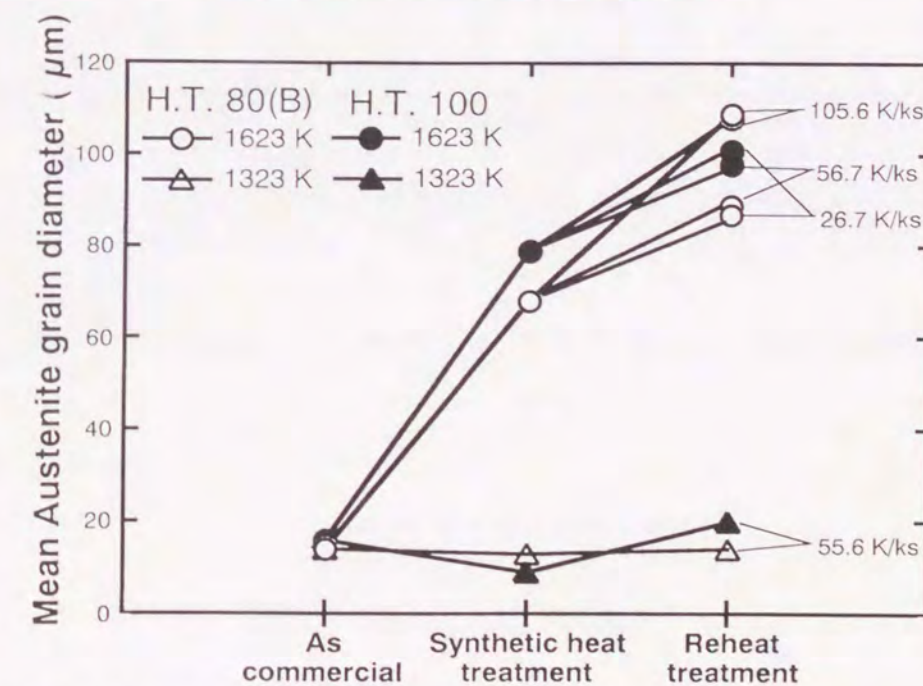


Fig.3-4 Relation between the mean Austenite grain diameter and each heat treatment of High Tensile steels

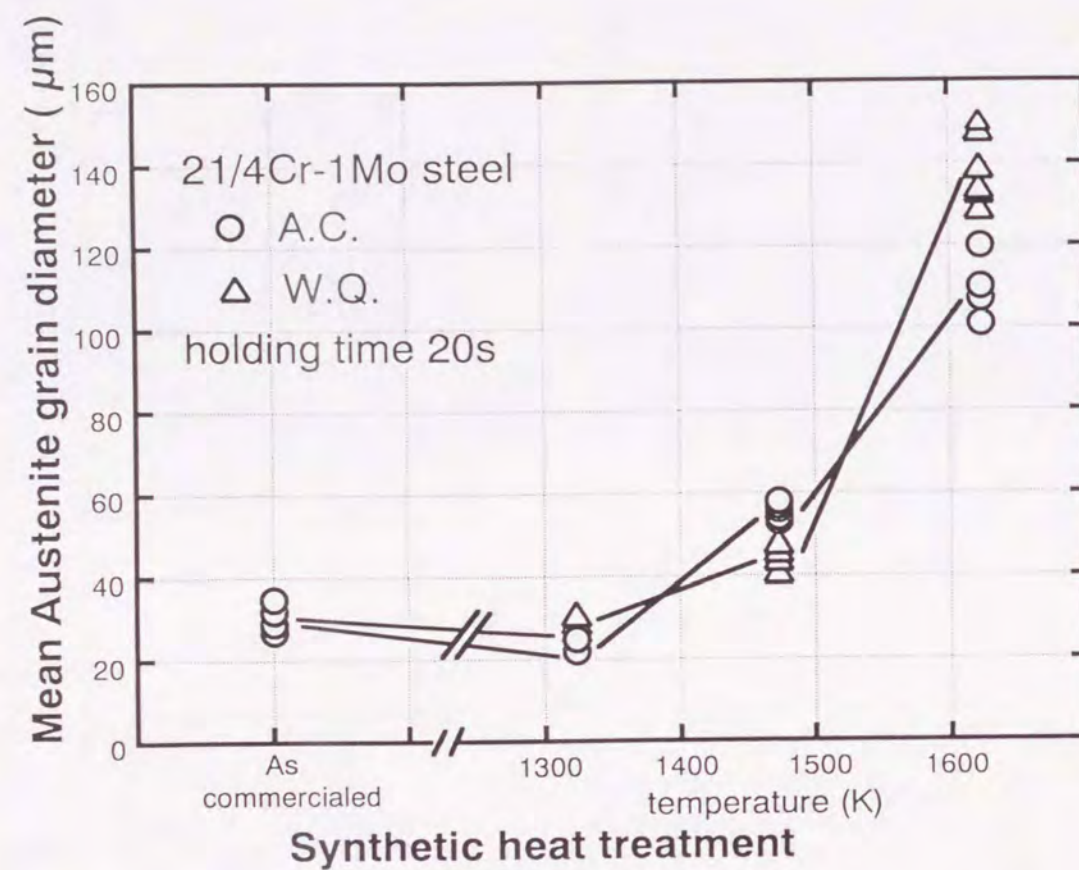


Fig.3-5 Effect of maxium synthetic heat treatment on the mean Austenite grain diameter of 21/4Cr-1Mo steel

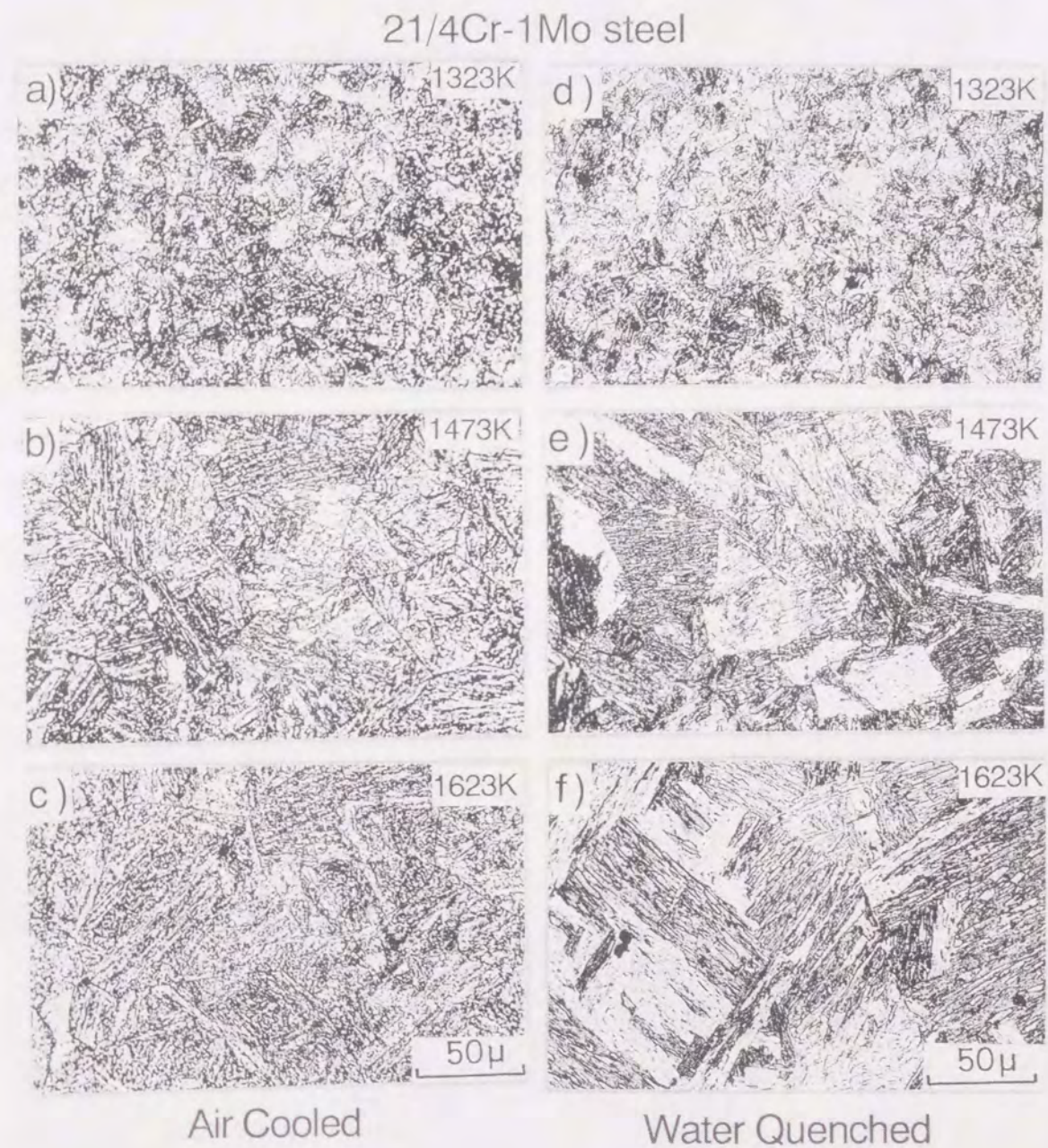


Fig.3-6 Microstructures of 21/4Cr-1Mo steel treated at 2 type cooling time (A.C specimens and W.Q specimens)

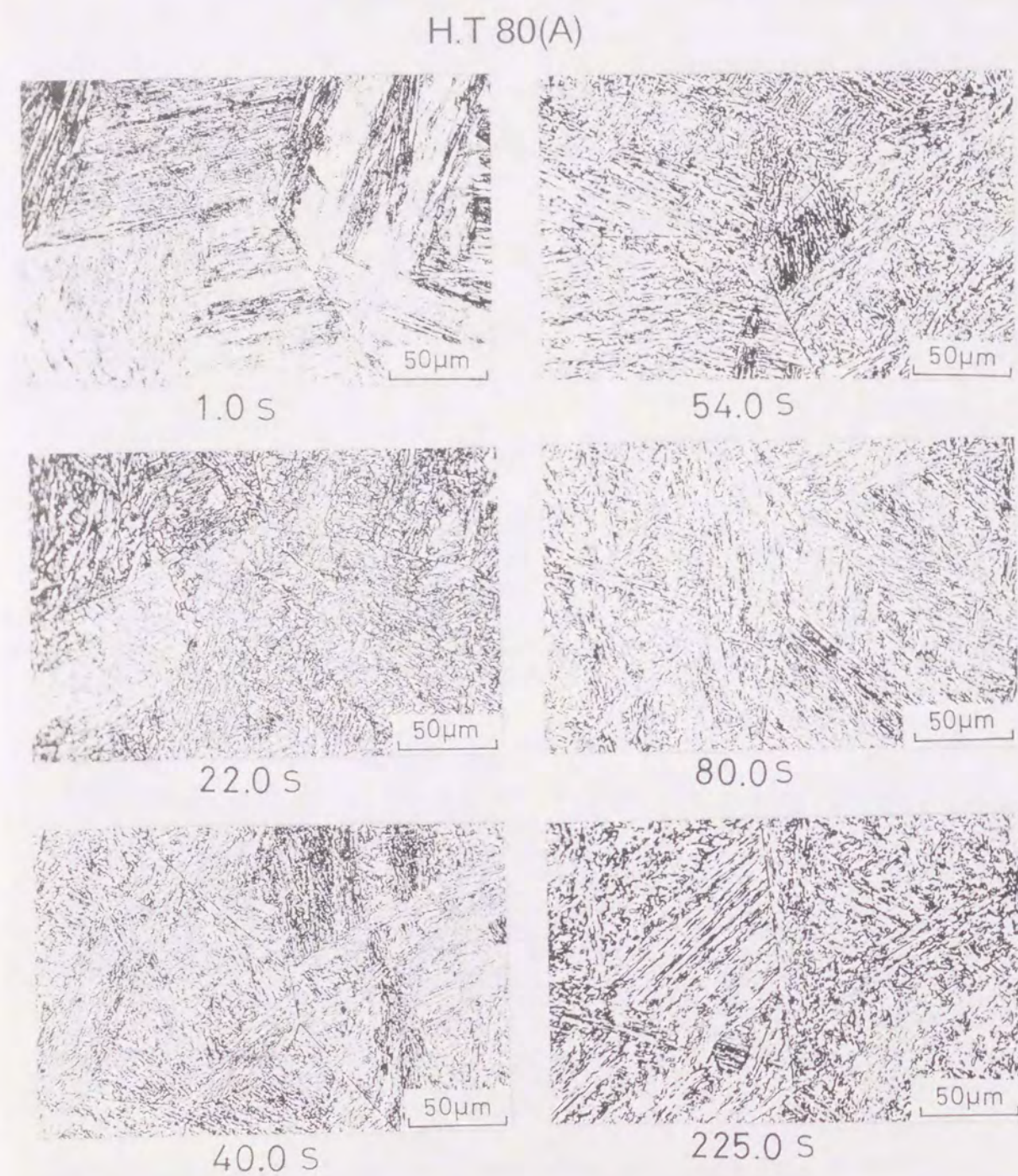


Fig.3-7 Microstructures of H.T80(A) steel treated at various cooling time
(cooling time from 1073K to 773K)

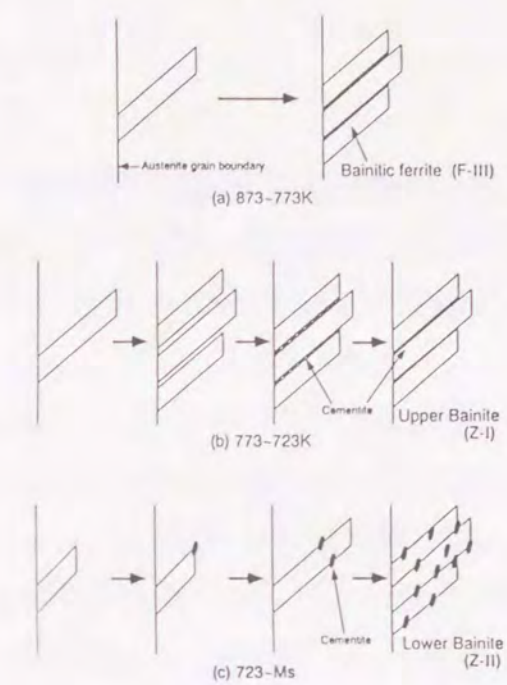


Fig.3-8 Schematic representation of Bainite formations^{8, 9)}

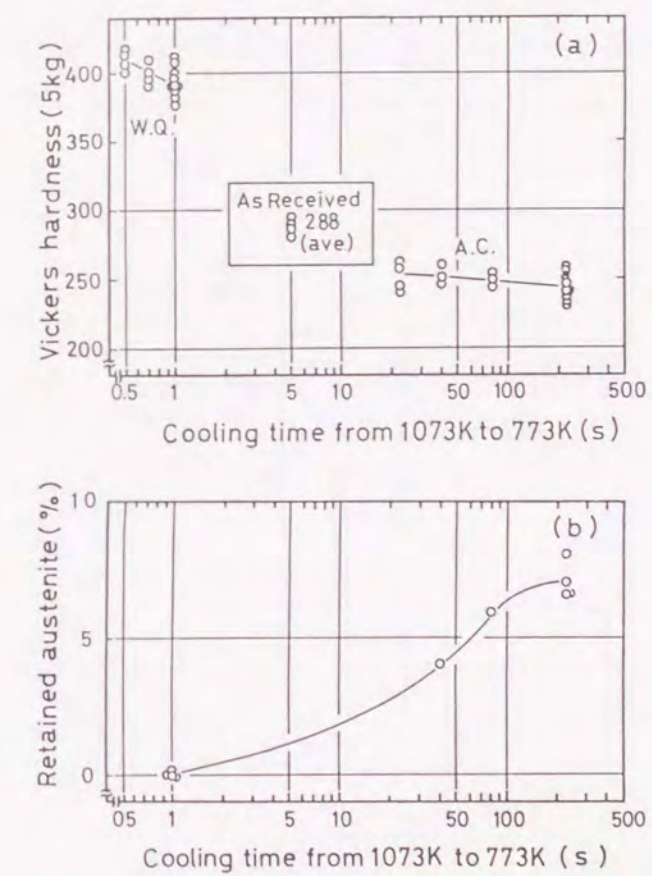


Fig.3-9 Relation between Vickers hardness, retained austenite and cooling time
(a) Vickers hardness(HV) (b) Retained Austenite(R.A)

3.3.2 再熱処理条件の影響

3.3.1のFig.3-4に示したように再熱処理の3種類の昇温条件でのオーステナイト結晶粒径の検討の結果、105.6K/ksの最も速い昇温速度の条件で他のものに比べて若干結晶粒径が粗大化する傾向があった。この傾向の差が再熱割れ感受性にどのように影響するかについて次に検討した。

Fig.3-10は、再熱処理条件の異なるH.T80(B)およびH.T100鋼の再熱割れ感受性の高いベイナイト組織(A.C材)の円筒形試験片での再熱割れ試験結果である。再熱過程の昇温速度の相違で比較しているが、26.7~105.6K/ksの範囲では両鋼とも割れ感受性に明瞭な差は認められなかった。

この結果、本実験内での再熱処理条件の相違は割れ感受性にはほとんど影響しないがオーステナイト結晶粒径には若干ではあるが昇温速度依存性があり、昇温速度が速いほど粒径が大きくなる傾向が認められた。

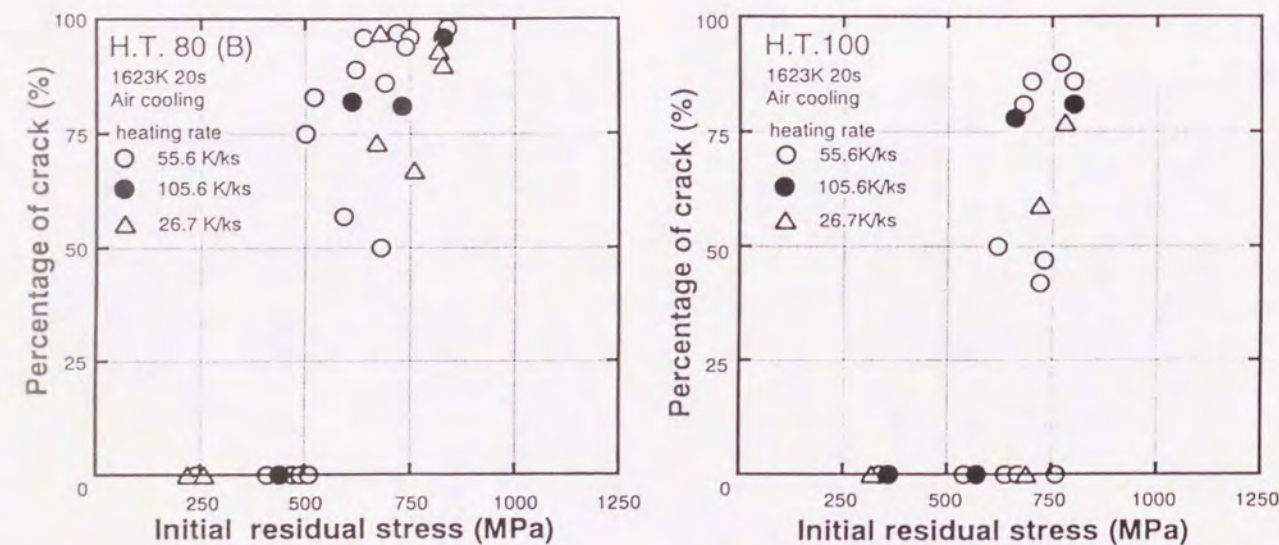


Fig.3-10 Effect of reheating rate on the reheat cracking susceptibility of H.T80(B) and H.T100 steels obtained by ring type cracking test

3.3.3 残留応力の影響

溶接方法の相違によって溶接残留応力を種々変化させた場合の再熱割れと残留応力の関係をH.T80鋼で検討した廣松らのデータ¹⁰⁾では残留応力490MPa以上で発生している。一方、渡辺ら¹¹⁾は拘束割れ試験片を用い ΔG と再熱割れ限界応力 σ_r との関係を求め $0.13 < \Delta G \leq 0.30$ では σ_r は137MPa、 $0 < \Delta G \leq 0.13$ では σ_r は245MPaになることを明らかにしている。

本実験では3.3.1および3.3.2で示したように円筒形試験片による再熱割れ試験を行ない残留応力の影響について検討した。その結果をまとめたのがFig.3-11である。これはH.T80(A)同(B) およびH.T100について初期残留応力と断面割れ率を示したもので、A.C材ではH.T80系は約490MPaを境に割れが発生しているのに対してH.T100での割れ発生限界応力は約700MPaであった。一方、W.Q材ではH.T80(A)で約1000MPa、同(B)で約800MPaの再熱割れ発生限界応力であった。H.T100では初期拘束応力を1200MPaまで負荷したが、本実験では割れの発生は認められなかった。すなわち、残留応力は再熱割れ発生には不可欠であるが、3鋼種の比較でもHAZ組織の相違により再熱割れ発生限界応力は大幅に異なることが判明した。

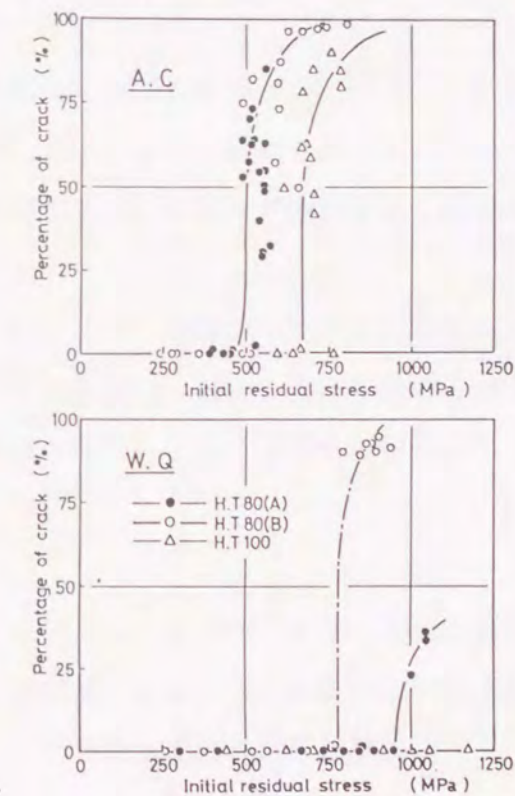


Fig.3-11 Effect of cooling time on the reheat cracking susceptibility of 3 type High Tensile steels obtained by ring type cracking test

3.4 結 言

再熱割れ感受性に及ぼす冶金学的因子のうちにHAZ組織、結晶粒径、再熱処理条件および残留応力の影響について、割れ感受性の高い高張力鋼とCr-Mo鋼を用いて検討した結果、以下の結論を得た。

- 1) 高張力鋼の再熱割れ感受性に及ぼすHAZ組織の影響はベイナイト組織(A.C材)の再熱割れ限界応力で約490MPaであるが、ラスマルテンサイト組織(W.Q材)のそれは約1000MPaであり両者に約2倍の差が認められた。しかし、A.C材のベイナイト組織の形態の相違による割れ感受性の差はほとんどなかった。
- 2) 再熱割れ感受性に及ぼすオーステナイト結晶粒径の影響は、1623Kの最高加熱温度でいずれも受入材に比べてかなり粗大化(60 μ m以上)する。この粗大結晶粒は再熱割れ発生を引き起こしており、割れ発生の必要条件であることが判明した。
- 3) 再熱処理条件については、26.7~105.6K/ksの昇温速度の範囲で検討した結果、いずれの条件でも再熱割れ感受性はほぼ同一な傾向が認められ、処理速度の相違による再熱割れ感受性に対する影響は本実験条件内ではほとんどなかった。
- 4) 再熱割れ感受性に及ぼす残留応力を検討した結果、Fig.3-11に示したように応力値の大小は割れ感受性に大幅な影響を与え、材質、HAZ組織の相違により割れ発生限界応力値は異なった。また、粒界破壊であることから断面割れ率も割れ発生限界応力を境に大幅に変化した。
- 5) このように再熱割れ感受性に及ぼす冶金学的因子についてオーステナイト結晶粒径の粗大化は割れ発生には必要不可欠の条件であり、HAZ組織および残留応力値の大小も大幅な影響を与えた。一方、再熱処理条件の検討の結果、再熱処理温度の高低は割れ発生に重要であるが、昇温速度の影響はほとんどなかった。

参考文献

- 1) 金沢, 武田: 日本金属学会会報, 18-6 (1979), 425-431
- 2) 内木, 岡林: 溶接学会誌, 39-10 (1970), 1057-1063
- 3) 玉置, 鈴木: 溶接学会誌, 51-9 (1982), 796-801
- 4) 伊藤, 中西: 溶接学会誌, 41-1 (1972), 59-64
- 5) 鈴木, 玉置, 小嶋: 溶接学会論文集, 2-1 (1984), 47-54
- 6) 日本高圧力技術協会編: 応力焼きなまし基準とその解説, 日刊工業新聞社 (1982)
- 7) 溶接学会編: 溶接、接合工学の基礎, 丸善 (1993), 114-117
- 8) 鎌田, 荒木: 溶接学会誌, 52-2 (1983), 205-211
- 9) 日本鉄鋼協会編: 鋼のベイナイト写真集-1, 日本鉄鋼協会 (1992)
- 10) 廣松, 笠松, 堀川, 太田, 金尾: 溶接学会誌, 46-12 (1977), 893-899
- 11) 渡辺, 桐原, 小沼, 佐藤, 横野: 溶接学会講演概要, 12 (1973), 131

第4章 再熱割れ感受性に及ぼすHAZ組織と応力緩和挙動の影響

4.1 緒言

溶接熱影響部（HAZ）のミクロ組織が再熱割れ感受性に与える影響については前章（第3章）で述べたように高張力鋼を用い、1073～773Kでの冷却時間を変化させ、ラスマルテンサイト組織（M-I）とベイナイト+フェライト組織（Z-I、II+F-I、III、IV）を作成し、それぞれの組織の再熱割れ感受性について検討した。その結果、ベイナイト+フェライト組織の割れ感受性はラスマルテンサイト組織に比べて約2倍高いことを報告した。このようにHAZ組織の相違は割れ感受性に大幅に影響を与えるにもかかわらず、従来の報告^{1, 2)}では実継手や熱サイクル処理でも冷却時間が比較的短い試料の作成のため、マルテンサイトやベイナイト組織が混在した試料についての報告であり、詳細な検討はない。

Fig. 4-1は再熱過程において溶接継手の残留応力が除去される状況を模式的に示した図である。室温で σ_r なる残留応力が存在する継手を加熱していくと、ヤング率 E が温度依存性を有しているため塑性変形が生じなくとも σ_r は図のように低下していく。そして σ_r がその材料のクリープ応力 σ_c と等しくなる温度 T_c に達すると、溶接継手は塑性変形を開始し、残留応力は σ_c の温度依存曲線に沿って低下していく。しかし σ_c は時間依存性も有しているため、加熱速度が速くなると材料の降伏応力 σ_y に接近する結果、極端な場合 σ_r が σ_y と等しくなる温度 T_y 以上にならないと溶接継手において塑性変形が生じないことになる。このような場合 T_y 以上では溶接継手の残留応力は σ_y の温度依存曲線に沿って低下することになる。従って再熱温度 T に達した時、残留応力の開放に伴って溶接継手に要求される塑性歪みの最大値 ε_{pmax} と最小値 ε_{pmin} は(1)ならびに(2)式で与えられる。

$$\varepsilon_{pmax} = \varepsilon_i - \varepsilon_{oc} \quad (1)$$

$$\varepsilon_{pmin} = \varepsilon_i - \varepsilon_{oy} \quad (2)$$

ここで、 $\varepsilon_i = \sigma_r / E_r$ 、 $\varepsilon_{oc} = \sigma_{oc} / E_t$ 、 $\varepsilon_{oy} = \sigma_{yt} / E_t$ である。

但し、 σ_r ；室温での残留応力 E_r ；室温でのヤング率 E_t ；温度 T におけるヤング率 σ_{oc} ；温度 T におけるクリープ応力 σ_{yt} ；温度 T における降伏応力である。

このように応力緩和挙動は降伏応力とクリープ応力の緩和挙動に支配されており、継手の残留応力がこれの最大値を越える場合、再熱割れは発生すると考えられる。

本章ではこの応力緩和挙動に着目し、各種材料の応力緩和挙動と材料の高温強度の関係を調べるため、各応力緩和試験法および昇温定荷重試験によるHAZの高温での変形能、強度および高温硬度等について検討した。さらに得られた破面は走査型電子顕微鏡（SEM）により観察しHAZ組織の相違による再熱割れ感受性について検討した。

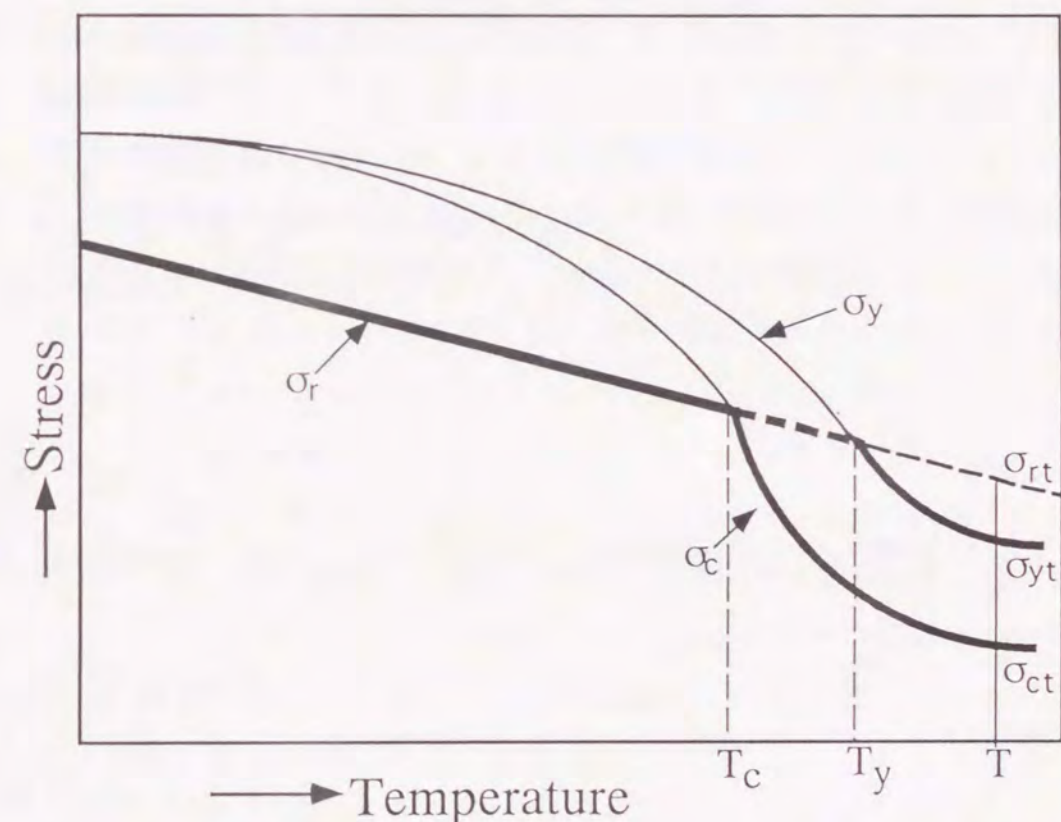


Fig. 4-1 Schematic diagram indicating residual stress relaxation

4.2 実験方法

本実験で用いた供試材は前述のTable 2-1 に示す高張力鋼3種類 (H.T80 (A)、(B) およびH.T100)、Cr-Mo鋼3種類 (1 1/4Cr-1/2Mo鋼、2 1/4Cr-1 Mo鋼、5 Cr-1/2Mo鋼) およびTable 4-1に示すオーステナイト系ステンレス鋼3種類 (SUS347、SUS316、SUS304) の計9種類を用いた。高張力鋼は再熱割れが発生する代表的な鋼種であり、Cr-Mo鋼も再熱割れの研究が多い³⁻⁵⁾。ステンレス鋼はNbを含有するSUS347鋼を再熱割れの研究に用いたものであり、SUS316とSUS304は再熱割れの発生しない代表的なオーステナイト組織として用いた。再現溶接熱サイクルは前章と同一で1623K-20s保持後空冷 (A.C) および水冷 (W.Q) の処理を行い、主としてラスマルテンサイト、ベイナイト、オーステナイトおよびフェライト+パーライトの各組織を得た。また、この処理により得られたオーステナイト結晶粒径は 100~200 μ mになるよう調整した。応力緩和試験は2.2.1に示す三点曲げ応力緩和試験、2.2.2の昇温定歪速度試験を用い、高温強度は2.2.3に示す昇温定荷重試験、高温硬度試験および高温引張試験等により評価した。尚、これら試験によって得られた再熱割れ破面はSEMにより観察した。

Table 4-1 Chemical compositions of Austenite type stainless steels used

Materials	Chemical compositions (mass%)								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb
SUS347	0.06	0.59	1.04	.027	.004	17.61	9.64	—	0.73
SUS316	0.06	0.25	1.18	.027	.027	16.52	10.15	2.05	—
SUS304	0.05	0.50	0.88	.028	.006	18.34	8.43	0.21	—

4.3 各種合金鋼の応力緩和挙動と高温強度

4.3.1 高張力鋼

Fig. 4-2は三点曲げ応力緩和試験方法で得られた初期応力588MPaでの試験結果である。3鋼種のA.C材 (ベイナイト組織) とともに約500Kより変形を初め、いずれも860~870Kで再熱割れが発生した。同様にFig. 4-3はラスマルテンサイト組織 (W.Q材) の試験結果である。いずれも変位量の変化は放物線状になり、再熱過程高温域 (773~873K) では Fig. 4-2のA.C材に比べて変位量も多くなった。このように再処理過程での両処理材の変位曲線の傾きおよび高温域での変位量が異なることが判明した。

さらに、H.T80(A)について Fig. 4-4に示す昇温定荷重試験を行なった結果、割れ発生温度がA.C材はW.Q材に比べて約20K低くかつ変位量も約0.1mm少ないことがわかった。

一方、再熱過程での高温硬度を調べたのが Fig. 4-5である。(a) のW.Q材は約700K以上で合金炭化物の析出による二次硬化が予想されたが、高温硬度測定上では明瞭な上昇は認められなかった。次に A.C材では三点曲げ応力緩和試験と同様に約575Kで残留オーステナイトの分解による硬度の上昇が認められたが、さらに高温域での軟化傾向は W.Q材よりゆるやかである。両者の硬度を全温度域で比較すると W.Q材の方が高く、強度も高いことが推察される。しかし、ビッカース硬度測定は全て粒内であり、再熱過程高温域で W.Q材の方が温度上昇に伴う変形量の増加の割合が大きいことがわかった。同図 (b) は同様に40、80および225sのものの結果であるが、初期において硬度値にバラツキはあるものの高温域ではほぼ同一硬度となりベイナイト組織の形態の相違による硬度変化には大差なかった。このように再熱過程では変形と炭化物析出挙動が同時に起こっており、変形のしやすさを考えると必ずしも高温硬度差からは判断できないと考えられた。

Fig. 4-6およびFig. 4-7は昇温速度55.6K/ksで目的の温度まで昇温し、その温度で0.6ks保持後試験した高温引張試験での引張強さと伸びの関係を示している。Fig. 4-5の高温硬度の関係と同様にW.Q材はA.C材に比べて高温引張強さは873Kまでの全温度範囲で高かったが、再熱過程高温域ではその差が小さくなる傾向を示した。一方、伸びは高温引張強さとは反対に全温度範囲でW.Q材はA.C材に比べて低く、特にベイナイト組織 (A.C材) の再熱過程高温域での変形能の低下の原因は本試験からは判明しなかった。

Fig. 4-8は同様に絞り値の結果を示しているが、773K以上でA.C、W.Q材とも大幅な絞り値

の低下を示す傾向が認められた。これは破面観察した結果、いずれも粒界破壊となっていることにより、再熱過程高温域では両材とも脆化する傾向が認められた。

Fig. 4-9はシャルピー衝撃試験法による吸収エネルギー値(J)を示したものである。絞り値とは異なり吸収エネルギーは873Kで若干回復する傾向を示すが、いずれも高温引張試験と同様にA.C材がW.Qに比べて高温域で脆化しやすいような傾向は認められなかった。

以上の結果より両処理材の再熱割れ感受性の差は再熱過程高温域(773~873K)における変位量の差が原因として考えられる。本実験で用いた3種類の高張力鋼の再熱割れ感受性は本条件下ではHAZのミクロ組織と深く関係しておりW.Q処理によるラスマルテンサイト組織の方がA.C処理によるベイナイト+フェライト組織より割れ発生限界応力が高いことが判明した。またこの差は両処理材のもつ応力緩和挙動に密接に関係しており、この応力緩和の差により再熱割れ感受性は評価できることがわかった。

Fig. 4-10はH.T80(A)の三点曲げ応力緩和試験で再熱割れした破面写真である。(A)はA.C材の破面で典型的粒界破壊であり粒界表面も平滑な破面であった。(B)はW.Q材のもので粒界表面に延性を示す凹凸が表れており、再熱割れに対し粒界表面に抵抗が存在し、A.C材に比べて割れにくいことが破面よりも判明した。

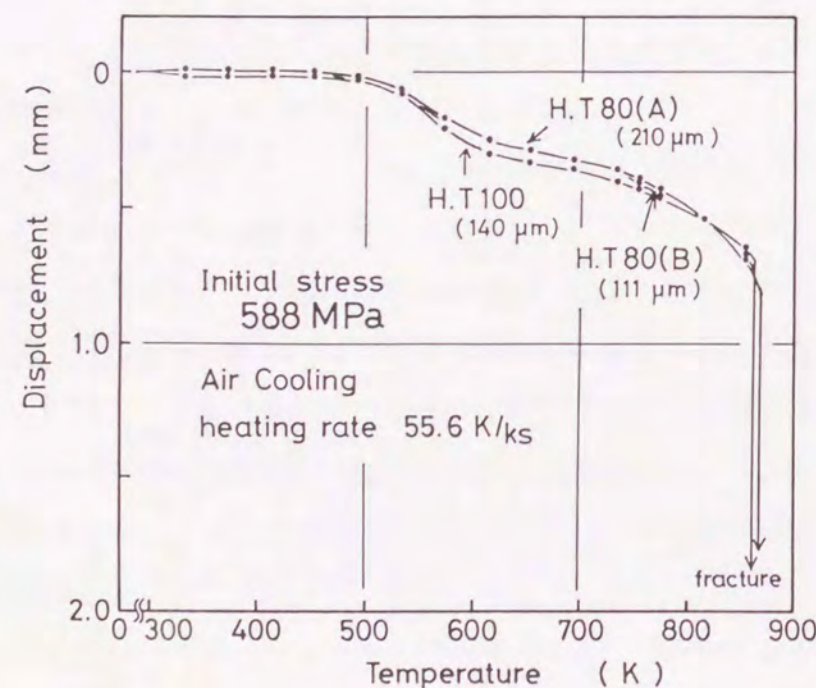


Fig. 4-2 Displacement on Air Cooled specimen of 3 type High Tensile steels obtained by three point bending test

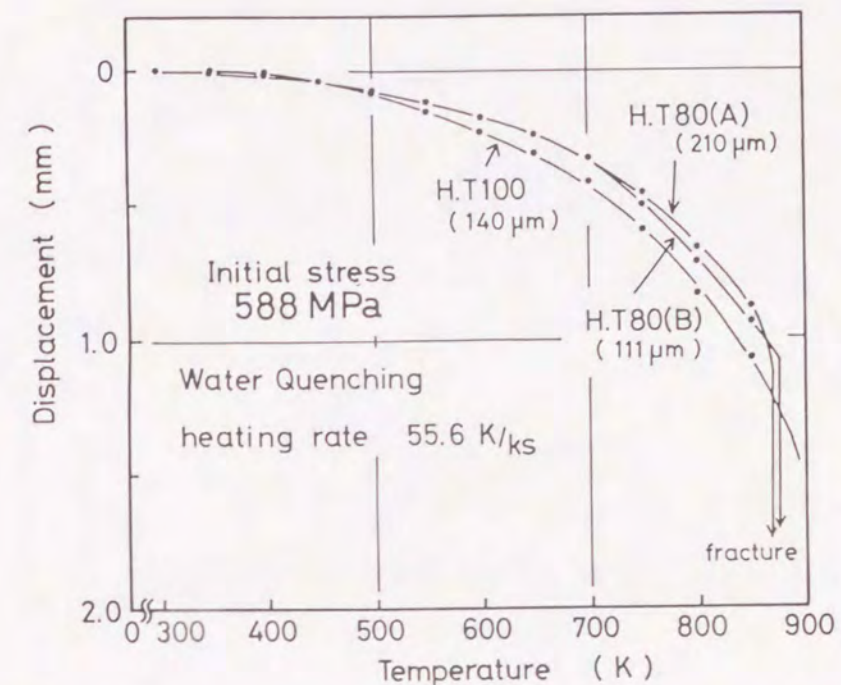


Fig. 4-3 Displacement on Water Quenched specimens of 3 type High Tensile steels obtained by three point bending test

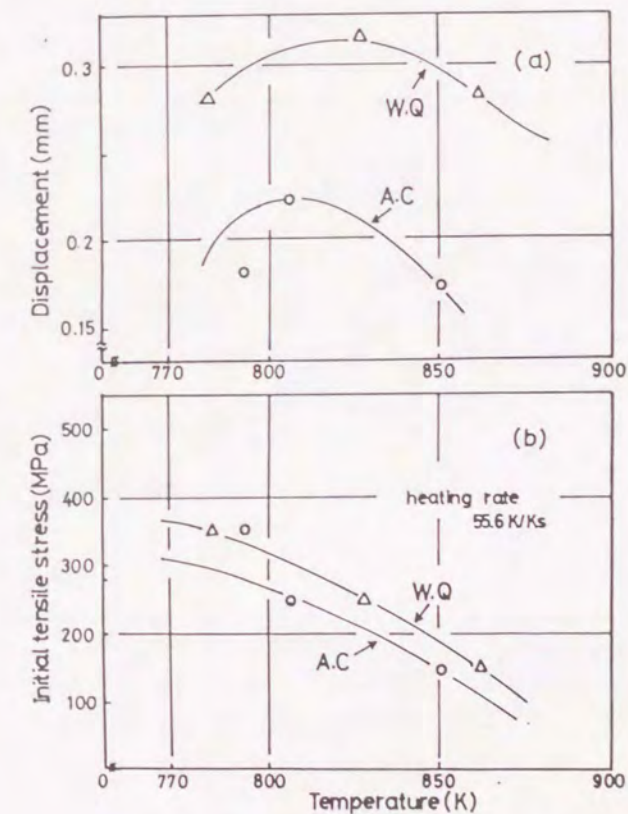


Fig. 4-4 Effect cooling time on the displacement and the fractured stress of specimens on H.T80(A) steel obtained by Constant-load test on heating

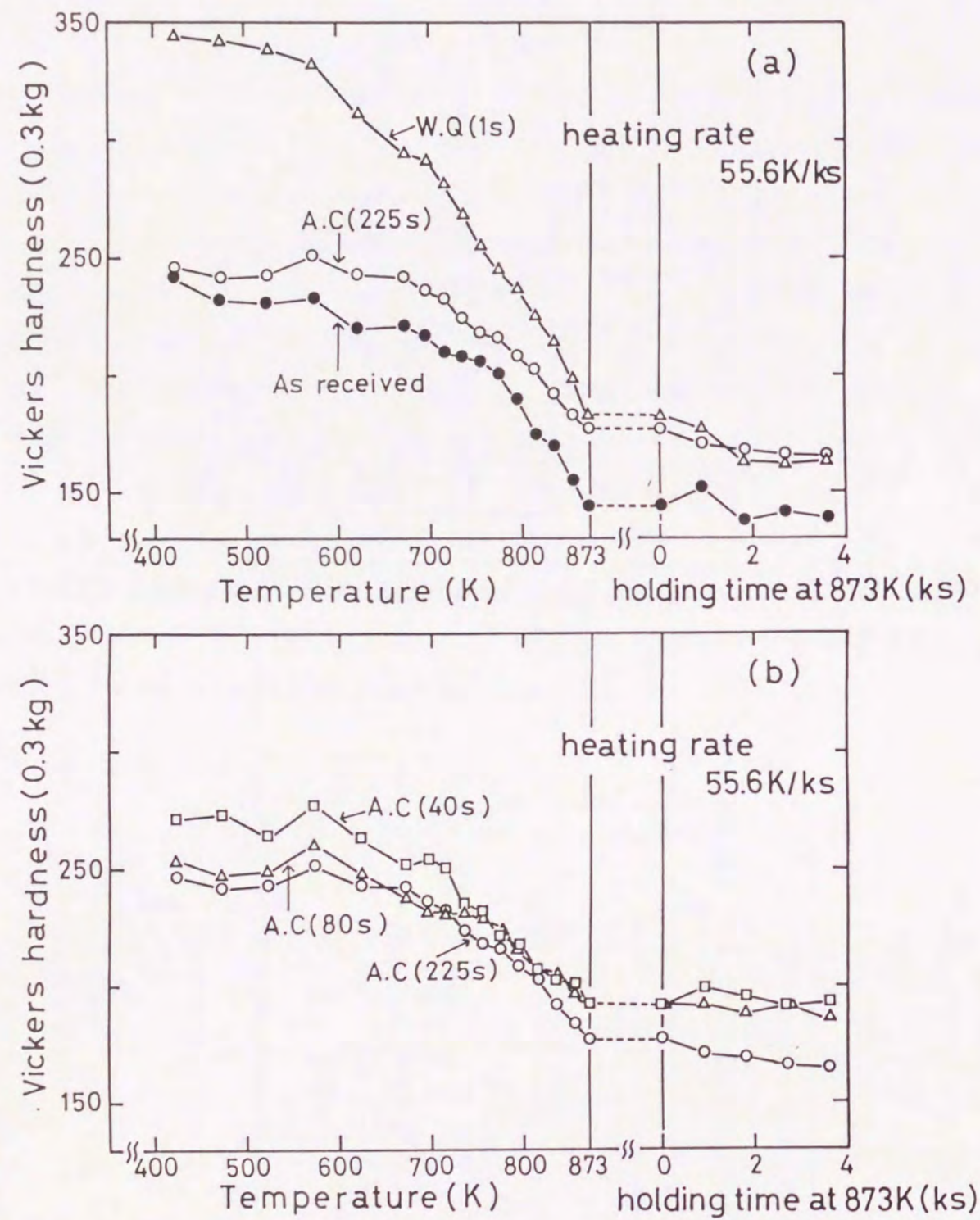


Fig.4-5 Effect of cooling time on the high temperature hardness number of H.T80(A) steels

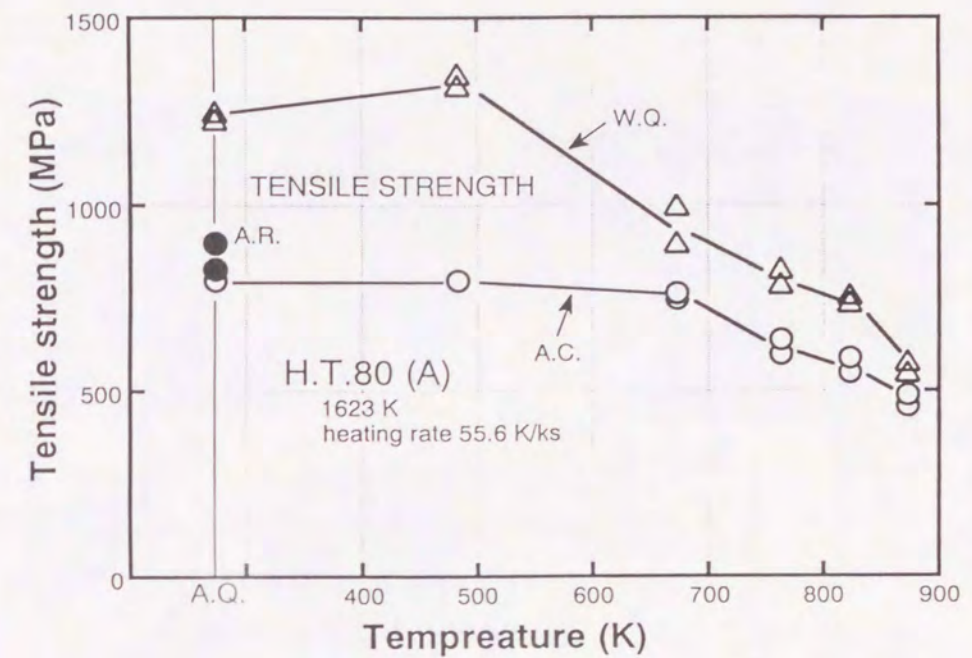


Fig.4-6 Relation between the tensile strength and the reheat temperature of H.T80(A) steel

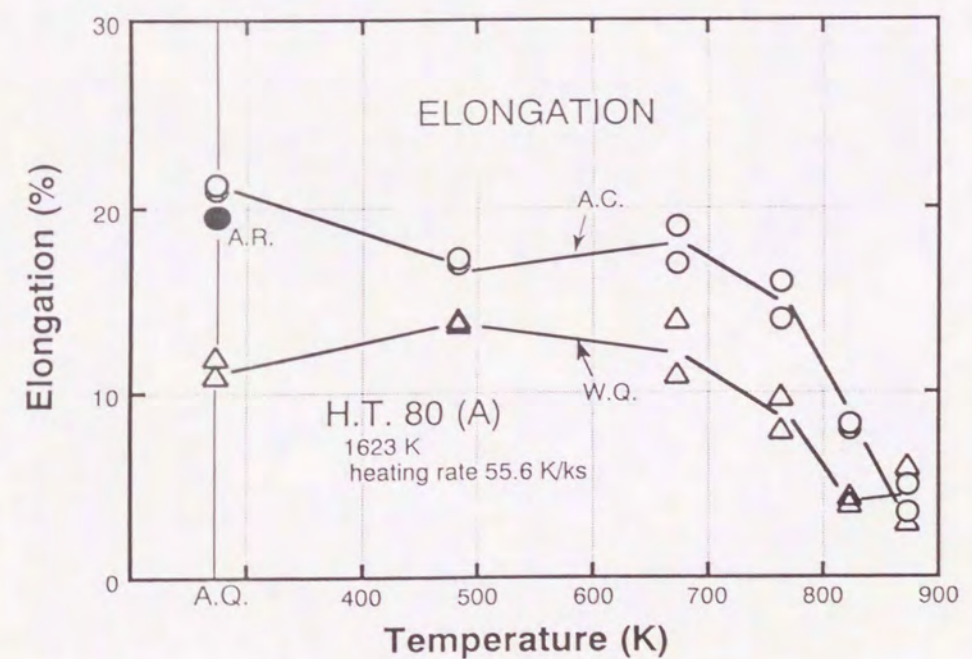


Fig.4-7 Relation between the elongation and the reheat temperature of H.T80(A) steel

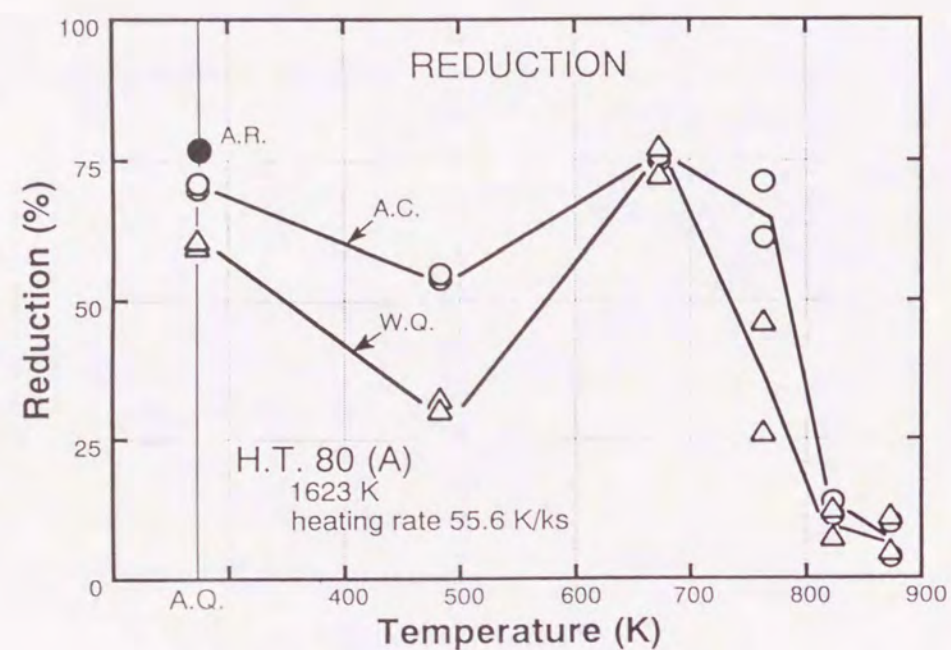


Fig. 4-8 Relation between the reduction of area and the reheat temperature of H.T80(A) steel

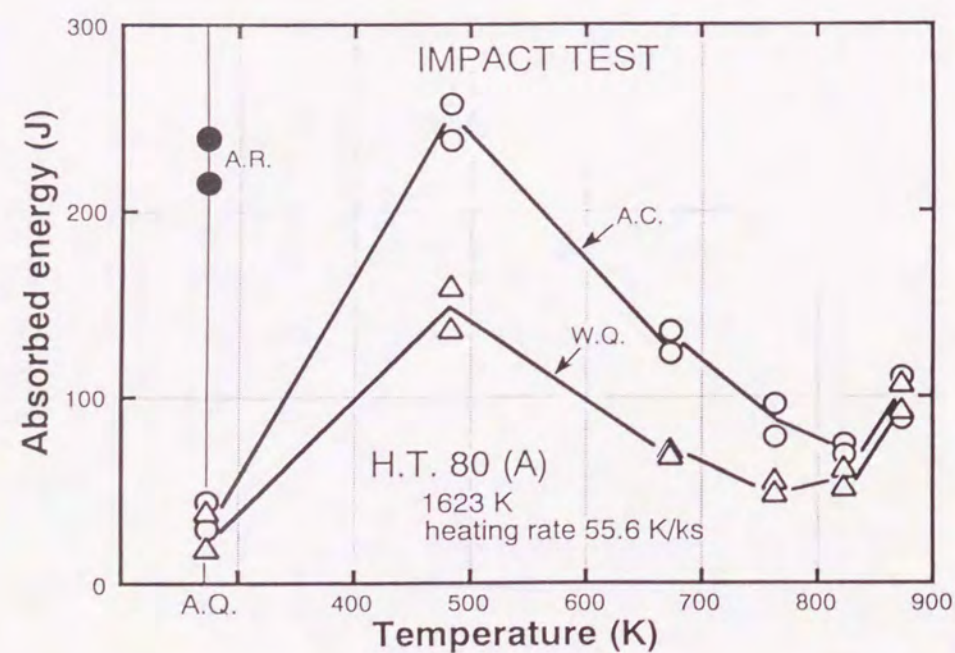


Fig. 4-9 Relation between the absorbed energy and the reheat temperature of H.T80(A) steel

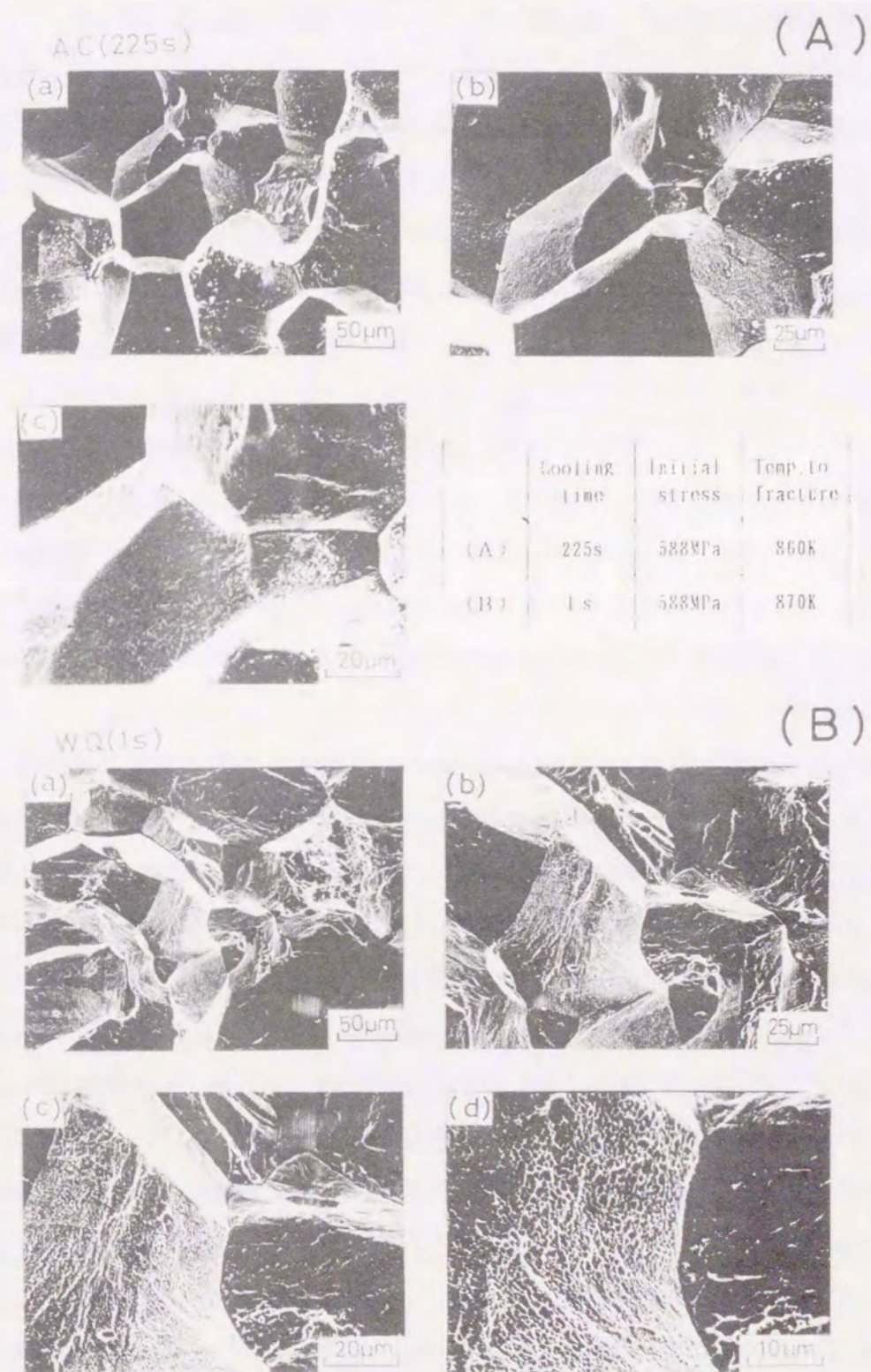


Fig. 4-10 Scanning electron micrographs of intergranular fracture surface of H.T80(A) steel obtained by three point bending test

(A) A.C 225s (B) W.Q 1s

4.3.2 Cr-Mo鋼

Fig. 4-11は本実験で用いた3種類のCr-Mo鋼の三点曲げ応力緩和試験結果である。470MPaの同一初期応力下でのA.C材とW.Q材の比較である。a)のA.C材では再熱割れ発生温度領域(873~973K)での変位量で比較すると11/4Cr-1/2Mo鋼が一番少ないが21/4Cr-1Mo鋼、5Cr-1/2Mo鋼の順に変位量が増加している。本実験での再熱割れの発生は11/4Cr-1/2Mo鋼のみで910K、変位量1.22mmで起こった。一方、b)のW.Q材では900K以下の温度では3鋼種に変位量に差があるものの、それ以上の温度ではほぼ同一であり、応力緩和挙動の差は認められなかった。11/4Cr-1/2Mo鋼の両処理材による応力緩和挙動は、再熱過程高温域(873~973K)で4.3.1での高張力鋼の場合と同様の傾向を示したが、21/4Cr-1Mo鋼と5Cr-1/2Mo鋼ではA.C材およびW.Q材での応力緩和挙動自体にほとんど差がなく、再熱割れ発生も認められなかった。このようにCr-Mo鋼の場合、高張力鋼に比べてHAZ組織の相違による応力緩和挙動は似ているものの両処理による変位量の差は非常に少なく、再熱割れ感受性も大幅に低いことが判明した。

そこで、再現溶接熱サイクル装置を用い2.2.2で示した昇温定歪速度試験を行なった。実験では初めに無負荷での熱膨張による変位量を測定した。次に各温度における測定値を入力し熱膨張分だけの変位を与えた方法(Type I)および熱膨張+0.5mm/800Kの変位量を与えた方法(Type II)に分け、初期拘束応力を任意に変化させ再熱過程の応力緩和挙動を検討すると共に再熱割れ発生の有無を調べた。

Fig. 4-12は11/4Cr-1/2Mo鋼のType Iでの試験結果である。Fig. 4-11の三点曲げ応力緩和試験とは応力負荷方法が引張タイプと曲げタイプと異なり、測定値も変位量と残留応力値と異なるため一様には比較できないが、いずれも応力緩和挙動のデータが得られる。W.Q材は700K以上では応力緩和傾向が放物線状に減少するのに対して、A.C材の場合700~900K間での応力緩和の停滞およびそれ以上での応力緩和の遅れとそれに伴う再熱割れの発生が認められ、本実験法での評価も三点曲げ方法と同様に可能であった。

Fig. 4-13は同様に21/4Cr-1Mo鋼のType Iでの結果である。Fig. 4-12に示す11/4Cr-1/2Mo鋼に比べてA.CおよびW.Q材の応力緩和挙動の差がない。つまりミクロ組織の影響はほとんど受けず、いずれの残留応力値でも完全に応力緩和し、再熱割れの発生は認められなかった。

Fig. 4-14はFig. 4-12で示した11/4Cr-1/2Mo鋼での昇温定歪速度試験における再熱過程高

温域(800~1050K)での応力緩和挙動を拡大して示したものである。再熱割れ感受性の評価上重要と思われる873~973K間でのA.C材とW.Q材の応力緩和量の測定方法を示している。図のようにW.Q材はA.C材に比べて数倍応力緩和がこの温度領域で進むことが判明した。

Fig. 4-15は初期拘束応力と前述した再熱過程873~973K間での応力緩和量(MPa)の関係性を11/4Cr-1/2Mo鋼と21/4Cr-1Mo鋼についてまとめたものである。この結果、再熱割れが発生するのは三点曲げ応力緩和試験結果と同様に11/4Cr-1/2Mo鋼のA.C材のみでその限界応力は約560MPaであった。一方、応力緩和量を見るとW.Q材は高温域の100K間で大幅に応力緩和するのに対し、A.C材はW.Q材に比べて50~100MPaも応力緩和しにくいことが判明した。また21/4Cr-1Mo鋼の場合は応力緩和量は11/4Cr-1/2Mo鋼とほぼ同一なのにいずれの場合も割れの発生がなく、高温強度が高いことが推察される。このように応力緩和量では明瞭にHAZ組織の影響が両処理材に見られた。

次にCr-Mo鋼の割れ感受性の差を評価するためにType IIの変位量を与えた時の初期拘束応力と再熱割れ発生時の破断応力の関係を整理したのがFig. 4-16である。いずれの処理材も初期拘束応力の増加に伴い破断応力も高くなる。また、同一初期拘束応力での比較ではA.C材の方がW.Q材に比べて大幅に破断応力が高く、A.C材はより低い初期拘束応力でも破断することを意味し、割れ感受性が高く応力緩和しにくいことが判明した。21/4Cr-1Mo鋼のW.Q材および5Cr-1/2Mo鋼の両処理材はType IIの試験にもかかわらずいずれの初期拘束応力でも再熱割れ発生はなかった。この結果、再熱割れ感受性が高い順に、11/4Cr-1/2Mo鋼 A.C材、21/4Cr-1Mo鋼 A.C材、11/4Cr-1/2Mo鋼 W.Q材となり、両鋼種ともA.C材の方が割れ感受性が高いことが判明した。

Fig. 4-17は高温強度と変位量を調べる目的で行なった昇温定荷重試験結果である。a)は総変位量と破断温度、b)は負荷応力と破断温度を示している。11/4Cr-1/2Mo鋼A.C材の変位量は少なく、負荷応力の増減に対して1.1~1.3mm程度であった。一方、11/4Cr-1/2Mo鋼W.Q材、21/4Cr-1Mo鋼 A.C材およびW.Q材の変位量は負荷応力の減少と共に大幅に増加する傾向があり、破断温度もより高温側へ移行している。b)の同一負荷応力で調べると、21/4Cr-1Mo鋼は11/4Cr-1/2Mo鋼に比較して20~50K程度破断温度が高い、つまり21/4Cr-1Mo鋼は高温強度が高く、かつ変位量も多いため再熱割れ感受性が低い結果となった。5Cr-1/2Mo鋼はさらに変位量が多い結果が得られ、同様に割れ感受性が低い原因となっていた。

このように4.3.1で示した高張力鋼に比べるとCr-Mo鋼の場合、応力緩和挙動が急速に進行する温度領域が約50~100K高温域に移行する。一方、再熱割れ発生温度領域での総変位

量および応力緩和量は高張力鋼に比べて2~3倍も多くなり、非常に急激な緩和挙動を示す。それにより再熱割れ感受性もかなり低いこと、特にHAZ組織の相違による割れ感受性の差も11/4Cr-1/2Mo鋼を除くと明瞭でないことなどが判明した。

Fig. 4-18は11/4Cr-1/2Mo鋼の三点曲げ応力緩和試験で再熱割れした破面写真である。a) はA.C材の初期応力470MPaのもの、b) はW.Q材で588MPaの初期応力で実験したものの再熱割れしないため、973Kで強制破壊させたものである。両処理材とも粒界破面であるが、A.C材の粒界表面の凹凸に比べ、W.Q材はより延性を示すディンプルが表れており、割れ感受性が低いことがわかる。また、Fig. 4-10に示した高張力鋼の再熱割れ破面と比べても表面の凹凸は多く、材質的にもCr-Mo鋼は割れ感受性は低かった。

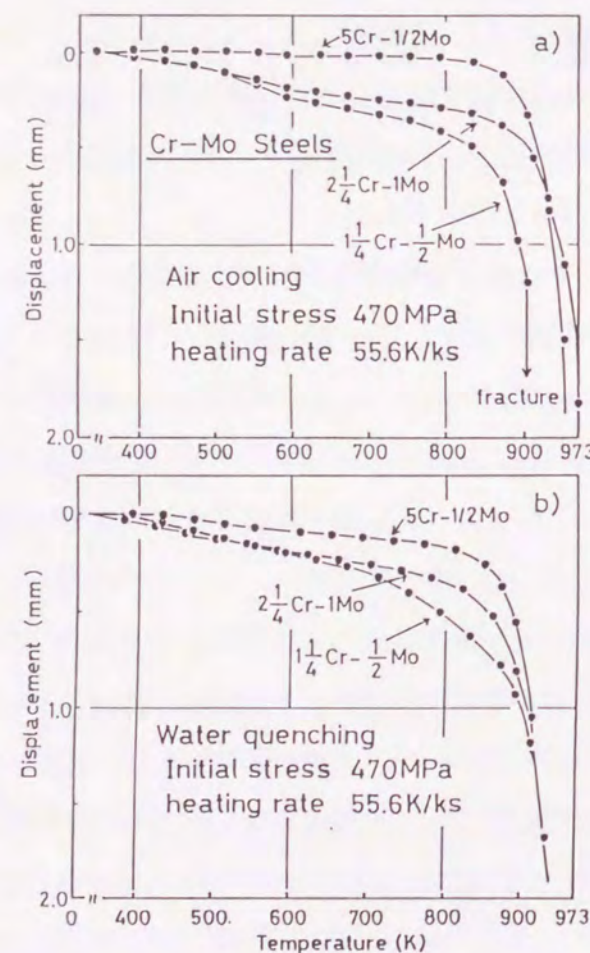


Fig. 4-11 Displacement of 3 type Cr-Mo steels on the reheat treatment obtained by three point bending test
a) Air cooled specimens (A.C)
b) Water quenched specimens (W.Q)

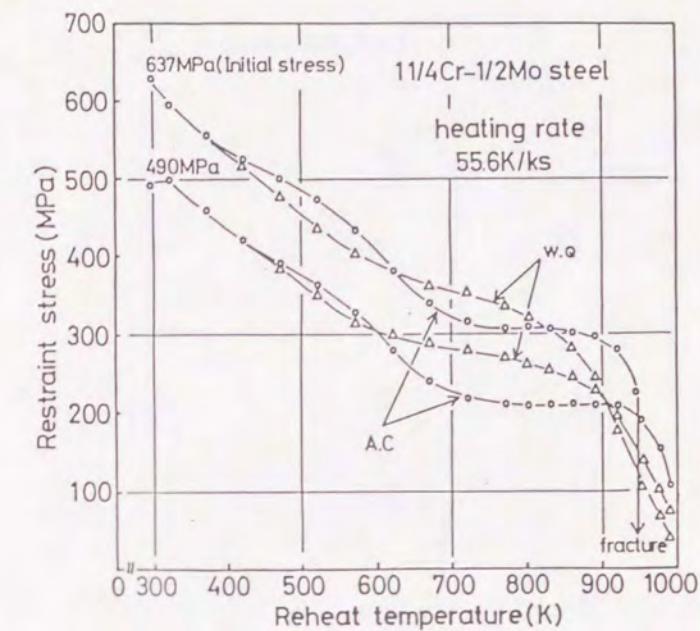


Fig. 4-12 Relation between the restraint stress and the reheat temperature on 11/4Cr-1/2Mo steels obtained by Constant-strain rate test on heating (Type I test)

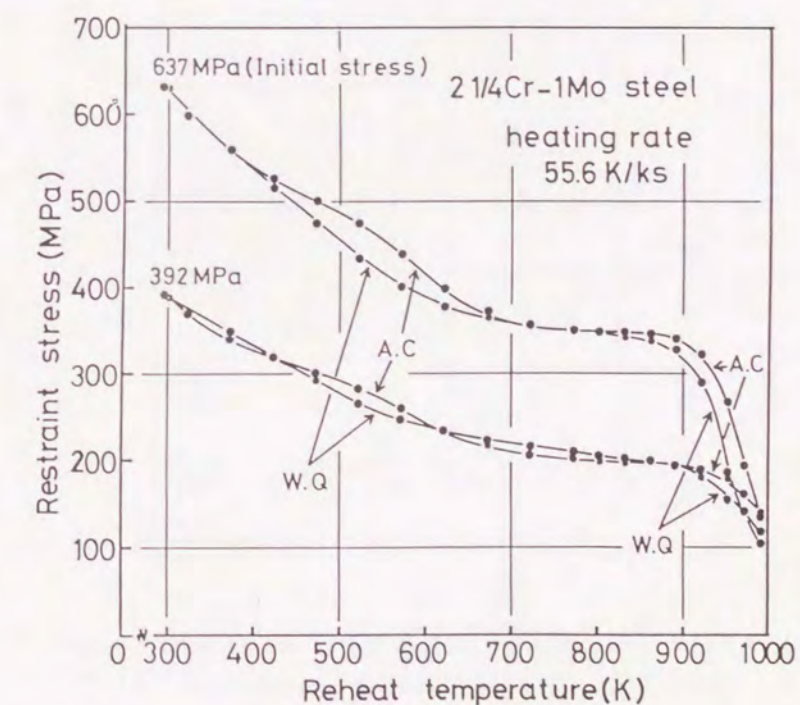


Fig. 4-13 Relation between the restraint stress and the reheat temperature on 2 1/4Cr-1Mo steels obtained by Constant-strain rate test on heating (Type I test)

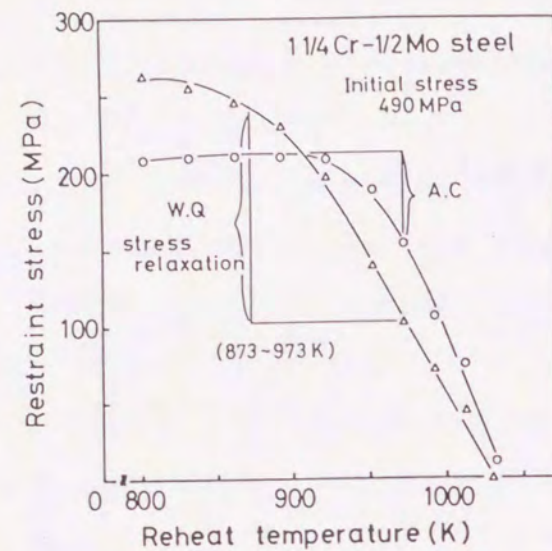


Fig. 4-14 Effect of cooling time on the stress relaxation behavior of 1 1/4Cr-1/2Mo steels obtained by Constant-strain rate test on heating (Type I test)

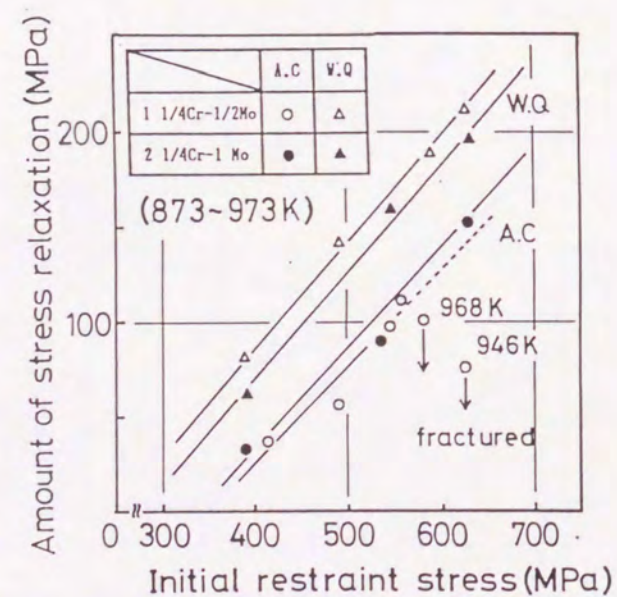


Fig. 4-15 Relation between the amount of stress relaxation from 873K to 973K and initial restraint stress on 2 type Cr-Mo steels obtained by Constant-strain rate test on heating (Type I test)

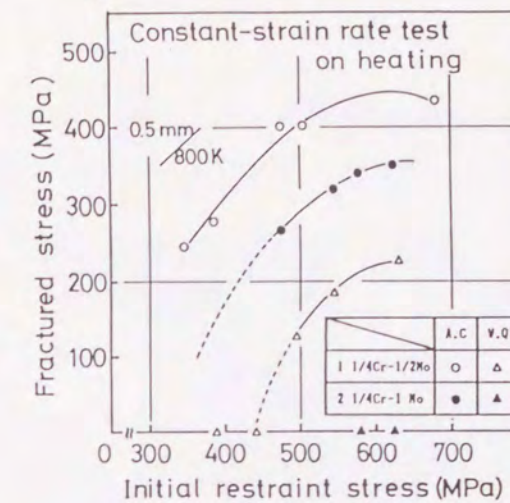


Fig. 4-16 Relation between the fractured stress and initial restraint stress on 2 type Cr-Mo steels obtained by Constant-strain rate test on heating (Type II test)

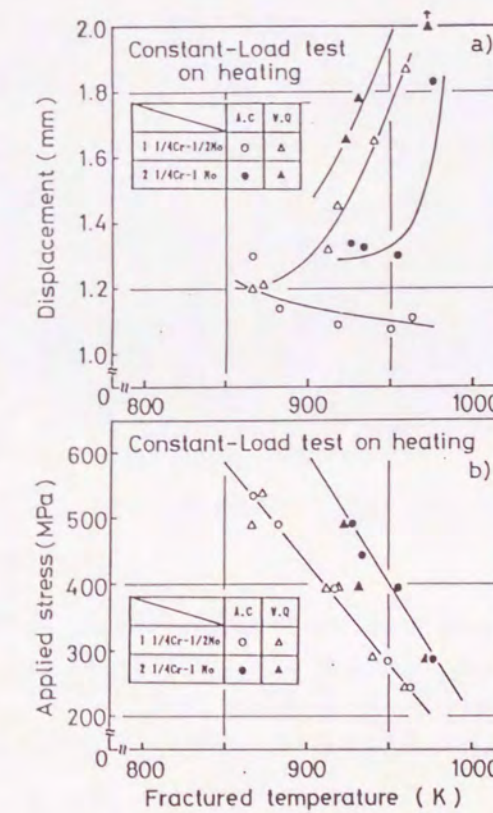


Fig. 4-17 Relation between the displacement and the fractured temperature of 2 type Cr-Mo steels on the reheat treatment obtained by Constant-load test on heating

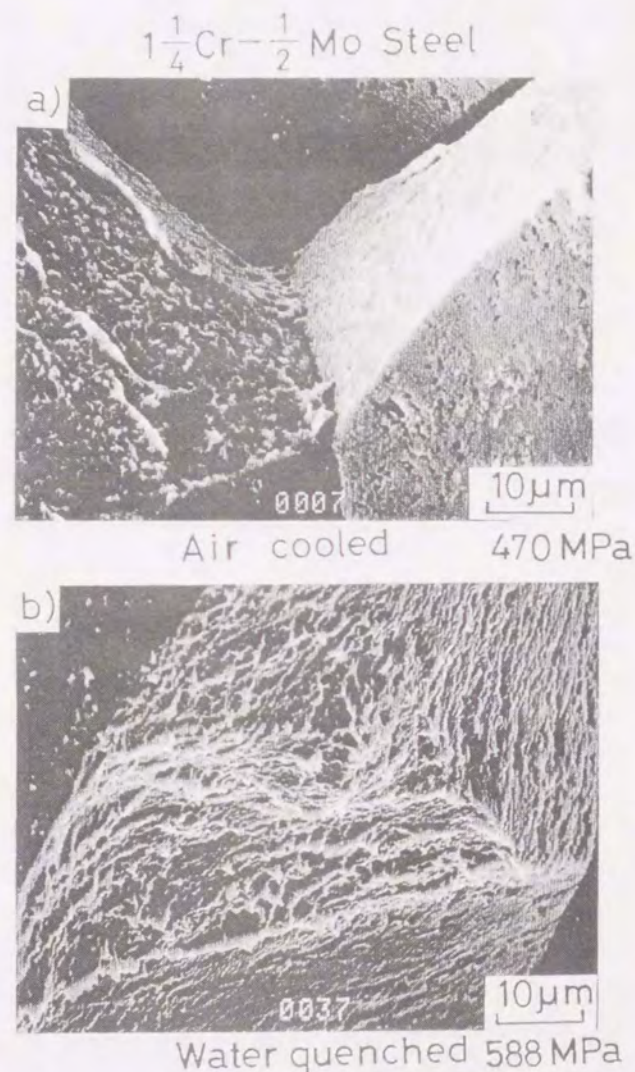


Fig.4-18 Scanning electron micrographs of intergranular fracture surface of $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ steel obtained by three point bending test

4.3.3 オーステナイト系ステンレス鋼

Nbを含有するオーステナイト系ステンレス鋼 (SUS347) は溶接後、高温 (873K) で長時間使用する環境で溶接部に割れが発生する事故が報告⁶⁾されており、溶接での冷却速度の相違によるミクロ組織の変化はないものの応力緩和挙動においてはフェライト系鋼と比較するとどのように異なるのかを検討した。

Fig.4-19は SUS347鋼の昇温定歪速度試験による応力緩和挙動である。初期拘束応力573および 380MPaのいずれでも再熱割れが発生しており、破断温度は若干ではあるがW.Q材の方が低い温度であった。A.C材、W.Q材の相違による応力緩和挙動を検討するといずれも同様なカーブで緩和しており、Fig.4-12 ($1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼) に示すような明瞭なA.C材の再熱過程高温域での応力緩和の停滞は認められないが、若干A.C材の緩和特性がW.Q材に比べて悪いように見受けられる。

Fig.4-20は同様にSUS304鋼の応力緩和挙動である。A.C材、W.Q材ともほぼ同一の応力緩和挙動を示し、いずれの初期拘束応力値でも1200K付近で残留応力は 0となり完全に応力緩和し、再現溶接熱サイクル処理による冷却速度の影響はほとんど受けないことが判明した。

Fig.4-21にSUS347鋼のType I の歪速度における昇温定歪速度試験における初期拘束応力、破断温度及び破断応力をまとめたものである。A.C材、W.Q材ともいずれも初期拘束応力の低下に伴い破断温度も高温に移行する。破断応力は初期拘束応力の増加に伴い約 50MPa 高くなる傾向があった。これらの傾向はいずれもほぼ直線関係にあり、W.Q材、A.C材の相違による再熱割れ感受性の差はほとんど見られず、割れ感受性は高いものであった。割れ発生限界応力も約330MPaとかなり低く、フェライト系鋼に比べてHAZ組織の相違がないため両処理による差はほとんどないが、再熱過程での炭化物の粒内界における固溶析出現象が割れ感受性に大きな影響を及ぼすものと考えられた。

Fig.4-22はSUS347鋼の昇温定歪速度試験でのA.C材、W.Q材の再熱割れ破面を示す。粒界破壊であり粒界表面に延性を示す凹凸が見られる。しかし、A.C材、W.Q材でほとんど破面形態に差がなく、また初期拘束応力が変化しても破面の差がほとんどなく同一の割れ感受性を示すことが破面よりも判明した。

Fig.4-23は昇温定荷重試験で得られた高温強度、変位量および破断温度を示す。(b) のSUS347、SUS304の高温強度を比較すると SUS304に比べてSUS347は同一負荷応力で約50K高温側に移行し、より高温強度が良好なことがわかる。一方、A.C材、W.Q材の比較ではSUS347

でA.C材は破断温度がW.Q材に比べて、より高温になっており昇温定歪速度試験結果と一致した。SUS304の冷却速度の相違はほとんどなく、いずれの冷却速度でも高温物性値は同一であった。さらに、変位量を調べた(a)のデータではSUS304が5.5~6.5mmと良好な延性を示すのに対してSUS347は2.0~3.5mmとSUS304の約半分程度で延性の低下が著しいことが判明した。A.C材、W.Q材の比較ではA.C材の方が変位量が多い傾向にあった。SUS304の破面は延性を示すディンプルであったが、SUS347の破面は延性領域も含む粒界破壊となっていた。

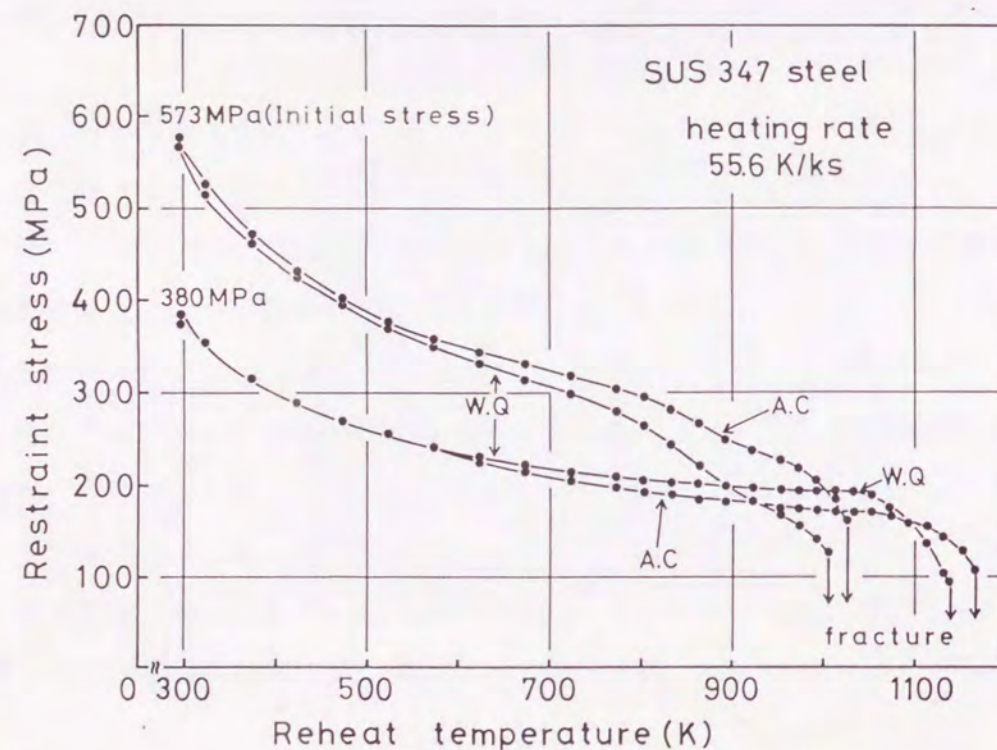


Fig. 4-19 Relation between the restraint stress and the reheat temperature on SUS347 steel obtained by Constant-strain rate test on heating (Type I test)

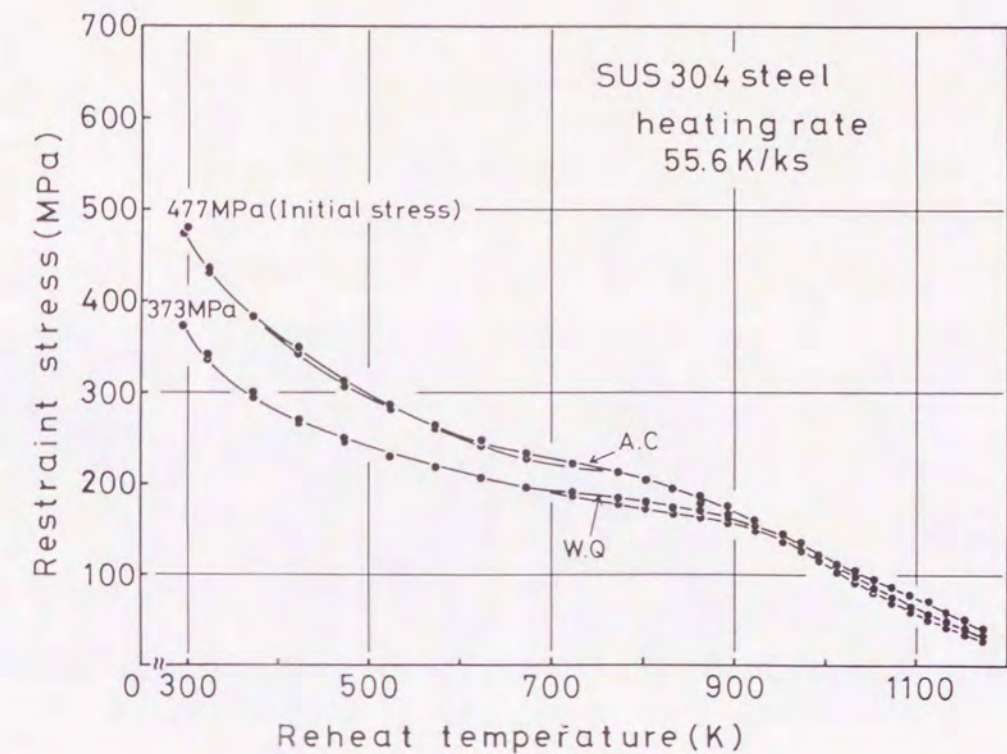


Fig. 4-20 Relation between the restraint stress and the reheat temperature on SUS304 steel obtained by Constant-strain rate test on heating (Type I test)

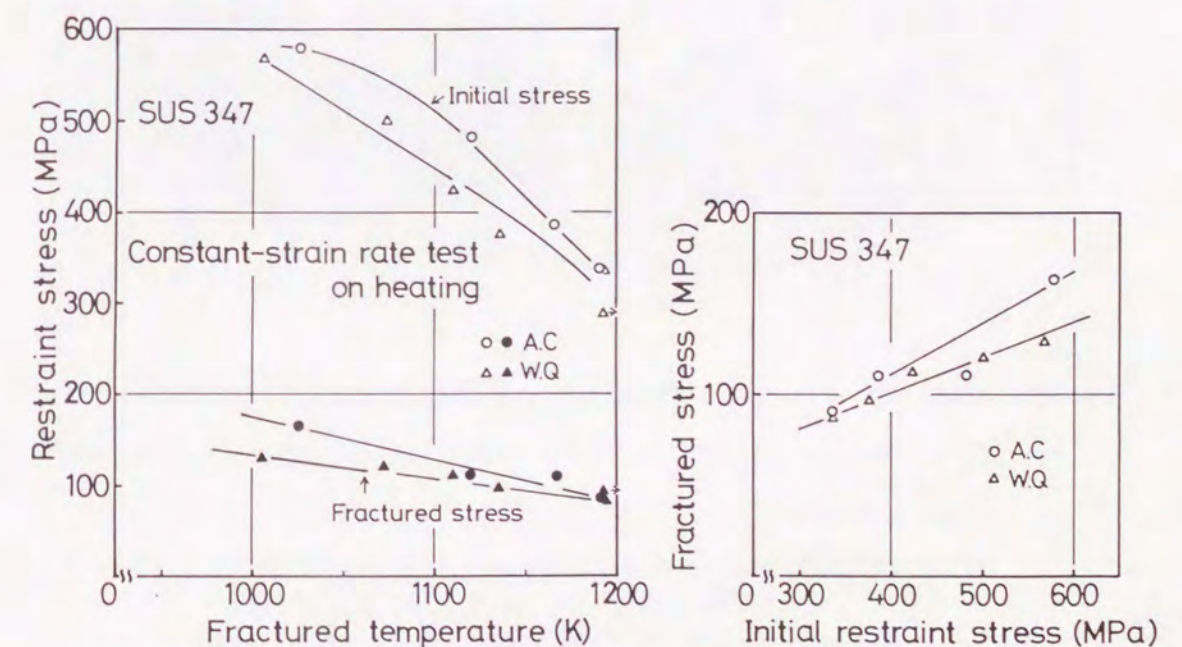


Fig. 4-21 Relation between the restraint stress, fractured temperature and the fractured stress on SUS347 steel obtained by Constant-strain rate test on heating (Type I test)

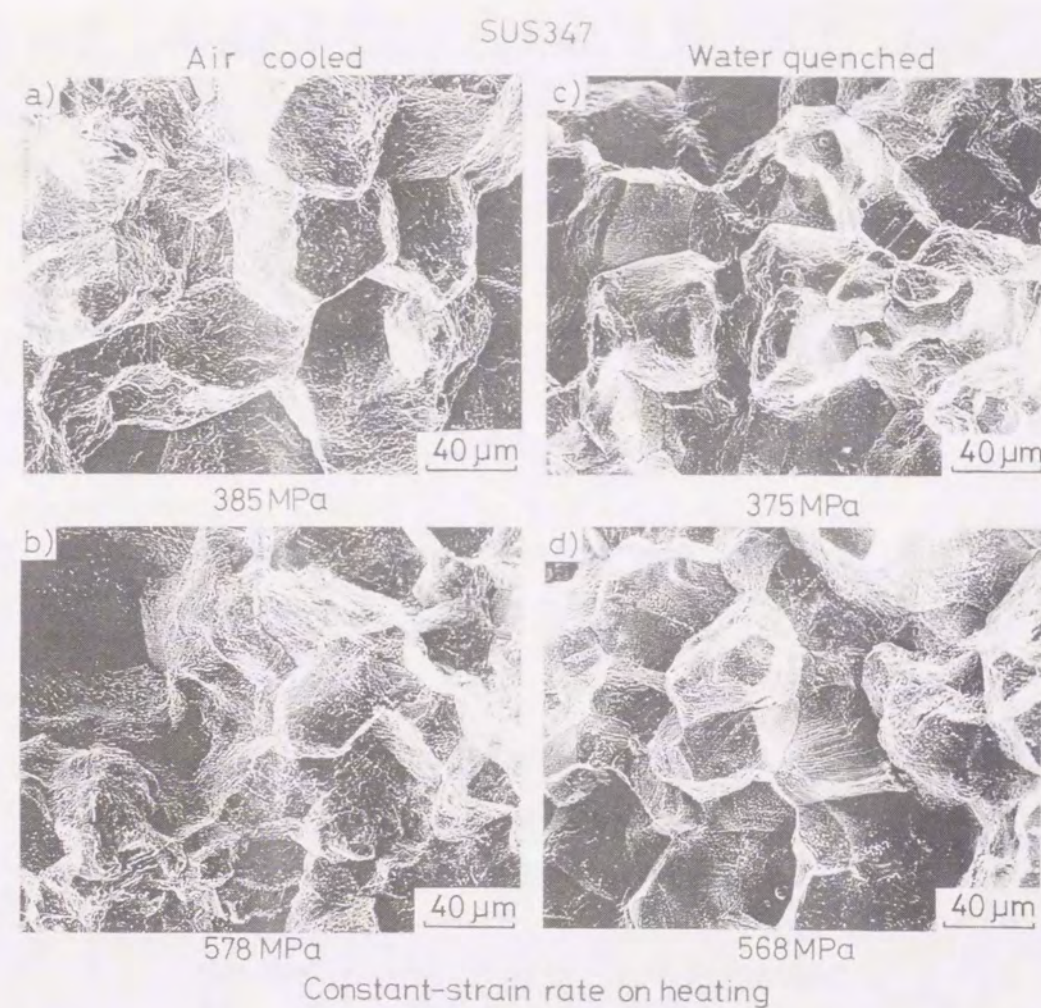


Fig.4-22 Scanning electron micrographs of intergranular fracture surface of SUS347 steel obtained by Constant-strain rate test on heating (Type I test)

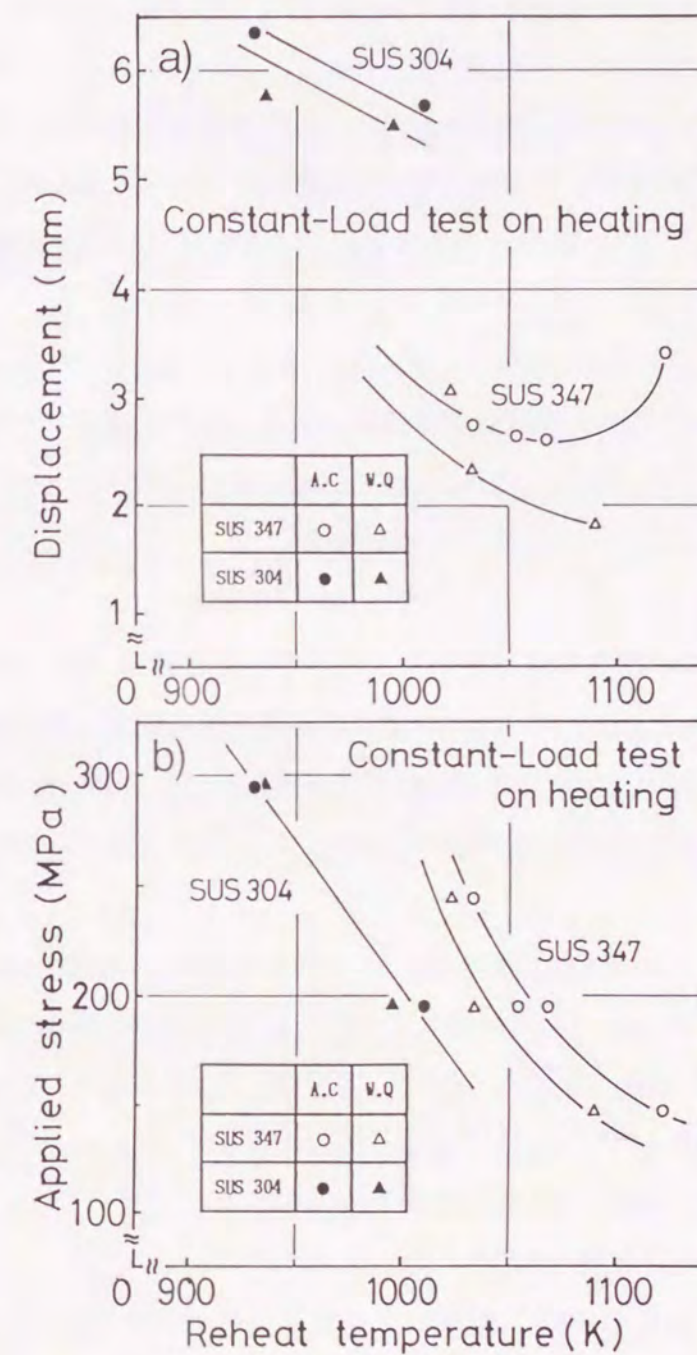


Fig.4-23 Relation between the displacement and the fractured temperature of 2 type stainless steels on reheat treatment obtained by Constant-load test on heating

4.4 結 言

再熱割れ感受性の比較的高い高張力鋼3種類、Cr-Mo鋼3種類、オーステナイト系ステンレス鋼2種類を用いて再現溶接熱サイクル装置で同一熱処理により結晶粒の粗大化した各HAZ組織を得て、再熱割れ感受性に及ぼす応力緩和挙動と高温強度および硬度測定等を行なった結果、以下の結論を得た。

- 1) 3種類の高張力鋼の再熱割れ限界応力はラスマルテンサイト組織(W.Q材)のものが800MPa以上、ベイナイト+フェライト組織(A.C材)のものが490MPa以上となり、W.Q材がA.C材に比べて1.4~2倍高いことが判明した。
- 2) 両処理材の再熱割れ感受性に差をもたらす原因として再熱過程の応力緩和挙動の相違によるものであった。すなわちW.Q材は再熱過程で放物線状に応力緩和し、比較的割れ感受性が低くなるのに対し、A.C材は再熱過程高温域で明瞭な応力緩和の停滞を示し、それにより材料の高温での降伏応力以上になり割れ発生にいたった。
- 3) 3種類のCr-Mo鋼のうち、再熱割れが発生したのは11/4Cr-1/2Mo鋼のベイナイト組織(A.C材)のもののみであり、その割れ発生限界応力は約560MPaであった。一方、ラスマルテンサイト組織(W.Q材)のもの、21/4Cr-1Mo鋼の両処理材および5Cr-1/2Mo鋼の両処理材ではいずれの負荷応力でも割れ発生せず、これらCr-Mo鋼の再熱割れ感受性は高張力鋼と比較すると低いものであった。
- 4) Cr-Mo鋼の再熱割れ感受性が低い原因として、再熱過程での応力緩和挙動が良好なことがあり、この良好な応力緩和挙動の原因は昇温定荷重試験の結果、材料の高温での変位量が多いことおよび高温強度も充分高いことによるものであった。
- 5) Cr-Mo鋼のHAZ組織の相違による再熱割れ感受性評価のために行なった昇温定歪速度試験(Type II)の結果、11/4Cr-1/2Mo鋼と21/4Cr-1Mo鋼は再熱割れは発生したが、いずれもA.C材の方がW.Q材に比較して割れ感受性が高く、再熱過程高温域で応力緩和挙動に差が認められた。しかし5Cr-1/2Mo鋼では割れの発生はなかった。

- 6) オーステナイト系ステンレス鋼の再熱割れ発生限界応力はSUS347鋼でA.C材、W.Q材とも約330MPaとかなり低く、割れ感受性は高かった。しかしA.C材、W.Q材の冷却速度の差は破断温度がW.Q材が若干高温側に移行しているものの、ミクロ組織がオーステナイト一相のためほとんど同一挙動を示した。一方、SUS304鋼はいずれも再熱処理で完全に応力緩和し、再熱割れは発生しなかった。
- 7) 再熱割れした3鋼種の破面観察の結果、いずれも典型的粒界破壊であること、冷却速度の差により粒界表面に延性を示す凹凸が表れ、その凹凸により各鋼種およびHAZ組織の相違による割れ感受性の差は明瞭に表れる傾向があった。

参考文献

- 1) 内木、岡林：溶接学会誌，39-10（1970），1059-1066
- 2) 松坂、桐原、正岡、吉岡：溶接学会誌，51-1（1982），58-63
- 3) Robert.A.Swift：Welding Journal，50-5（1971），195s-200s
- 4) Robert Bruscato：Welding Journal，49-5（1970），148s-156s
- 5) W.K.C.Jones：Welding Journal，55-2（1976），42s-46s
- 6) 内木、岡林：石川島播磨技報，15-2（1975），209-215

第5章 HAZミクロ組織の相違による 応力緩和挙動への影響

5.1 緒言

第4章では以前より再熱割れの発生が報告されている高張力鋼、Cr-Mo鋼およびオーステナイト系ステンレス鋼（主としてSUS347）の3鋼種について再熱割れ感受性に及ぼすHAZ組織と応力緩和挙動について検討した。その結果、低合金鋼である高張力鋼とCr-Mo鋼のHAZがベイナイト組織か、またはマルテンサイト組織かによって再熱割れ感受性は大幅に異なり、材質の影響はもちろんHAZ組織の影響も大きいことを報告した。この実験では再現溶接熱サイクルでの1073～773Kの冷却時間を最大225sまでにしたにもかかわらず高張力鋼ではベイナイト組織（形態は異なる）のみとなり、他の軟化組織は得られず、1sのラスマルテンサイト組織の試料と比較した。Cr-Mo鋼のA.C. W.Q材も同様にベイナイト組織とラスマルテンサイト組織となり、従来の研究に比べて、これらの混在組織より単一組織の評価ということで一歩進んだ内容となっているが、溶接部に現れるHAZ組織としては不十分であった。しかし、1073～773Kまでの冷却時間で225s以上のHAZ組織を作成することは、構造物製作上の通常の溶接条件では非現実的であり¹⁾他の鋼種により比較、検討することにした。

本章では低炭素合金鋼に現れる代表的な組織としてフェライト組織、パーライト組織、ベイナイト組織、マルテンサイト組織、オーステナイト組織および微細粒組織の6組織をとりあげ、各組織の応力緩和挙動を検討した。また、このようなHAZ組織の影響を検討する場合、合金添加元素を含まない炭素鋼やTMCP鋼を用いると、上記の6種類のHAZ組織が得られると共に、純粋にミクロ組織の相違による応力緩和挙動も把握することが可能であることから、前章と同様の手法を用いてHAZ組織を得て、ミクロ組織の相違による再熱過程での応力緩和挙動への影響について詳細な検討をおこなった。

5.2 実験方法

本実験で用いた4種類の炭素鋼とTMCP鋼の化学組成をTable 5-1に示す。炭素鋼はS50C、S25C、S15C（機械構造用炭素鋼）およびSUYB（電磁軟鉄棒）の4種類を用いた。ここでSUYB

鋼はHAZ組織観察から便宜上、純鉄と記す。HAZ組織としてはSUYB鋼はフェライト一相組織、S15C、S25CおよびS50C鋼はフェライト＋パーライト組織、ベイナイト組織、ラスおよびレンズマルテンサイト組織用に用いた。TMCP鋼は合金元素の添加を伴わないで高強度化を可能にした材料であり、制御圧延と制御冷却を併用した新しい鋼製造技術により結晶粒を微細化して高強度を計った材料である^{2, 3)}。Table 5-1のように炭素当量（Ceq）は0.39と低い引張強さは618MPaであり、特徴である平均結晶粒径も13～16 μm と微細粒組織であった。再現溶接熱サイクルと再熱処理は第2章で述べた通りの方法でおこなった。再熱処理過程での応力緩和挙動は、2.2.1の三点曲げ応力緩和試験および2.2.2の昇温定歪速度試験でおこない、高温強度および変形能は2.2.3の昇温定荷重試験で実験した。一方、TMCP鋼は再現溶接熱サイクルを用い、1073～773Kまでの冷却時間を1～200sと変化させ、炭素鋼と同様な試験をおこない、HAZミクロ組織の相違による応力緩和挙動への影響について検討した。

Table 5-1 Chemical compositions of steels used

Materials	chemical compositions (mass%)				
	C	Si	Mn	P	S
S50C	0.51	0.26	0.65	0.016	0.018
S25C	0.22	0.18	0.38	0.016	0.014
S15C	0.14	0.18	0.39	0.022	0.012
SUYB	0.004	0.02	0.14	0.010	0.009
TMCP	0.16	0.28	1.33	0.014	0.002

TMCP steel: Thermo-mechanical Control Process steel

5.3 HAZ組織と応力緩和挙動

5.3.1 フェライト、パーライト組織

Table 5-2は、再現溶接熱サイクルで得られた4種類の炭素鋼の1073～773Kまでの冷却時間、硬度（HV）および結晶粒径を示す。冷却時間はA.C材で88～123sの範囲であった。パーライト変態による発熱によりC量の多い鋼ほど冷却時間が長くなった。W.Q材はいずれも1s以内であった。また、S50Cのみおこった焼き割れ防止のためのG.Q処理材は5sの冷却時間となった。3種類の炭素鋼のオーステナイト結晶粒径はいずれも100～145 μm と粗大化していた。しかし、純鉄（SUYB）のフェライト粒径は50～80 μm と炭素鋼の約半分の粒径であった。硬度値は、A.C材で76～244、W.Q材およびG.Q材で84～803と大幅に変化した。

Fig.5-1は再現溶接熱サイクル時でのミクロ組織を示す。光顕観察と一部SEM観察の結果、A.C材の組織は S50Cがフェライト＋パーライト組織、S25CとS15Cはウィッドマンステッチン状のフェライト＋パーライト組織、純鉄は混粒のフェライト単相組織であった。何れの材質でもかなり結晶粒は粗大化していることがわかる。

Fig.5-2はフェライト＋パーライト組織が得られたS50C、S25CおよびS15CのA.C材の昇温定歪速度試験による応力緩和挙動を示す。いずれも650～800K付近で若干の応力緩和の停滞を示すが、それ以上の温度では急激に応力緩和し、1000Kではいずれのフェライト＋パーライト組織の炭素鋼も完全に応力緩和していた。

Fig.5-3はフェライト単相である純鉄（SUYB）の応力緩和挙動である。A.C材とW.Q材の相違は冷却速度の相違であるが、Table 5-2で比較しても硬度値が約10（HV）W.Q材が高い位で大差なかった。再熱過程650K以上の温度領域でA.C材の方がW.Q材に比較して応力緩和しやすい傾向が認められたが、これは両処理材のHAZ組織がマクロ的にはフェライト単相で同一であったが、冷却時間の相違による転位密度等の差によるものと考えられた⁴⁾。

このように、フェライト＋パーライト組織の炭素鋼の応力緩和挙動では、再熱過程600～900Kの範囲でHAZ組織の影響が緩和挙動の遅延として現れたが、いずれも1000K以上では完全に応力緩和するため再熱割れの発生はなかった。

Table 5-2 Relation between Vickers hardness ,grain size and cooling time from 1073K to 773K on 4 type carbon steels

		Cooling time from 1073K to 773K (S)	Hardness (R.T) HV _{0.05} (49.03N)	Grain size (μm)
S50C	A.C	123	233～244	100～125
	G.Q	5	760～803	105～130
	W.Q	<1	733～781	115～140
S25C	A.C	102	146～150	105～135
	W.Q	<1	421～436	110～140
S15C	A.C	93	122～124	110～140
	W.Q	<1	355～371	115～145
SUYB	A.C	88	76～77	50～70
	W.Q	<1	84～87	50～80

A.C:Air cooling
W.Q:Water quenching
G.Q:Gas quenching (He gas:588 KPa)

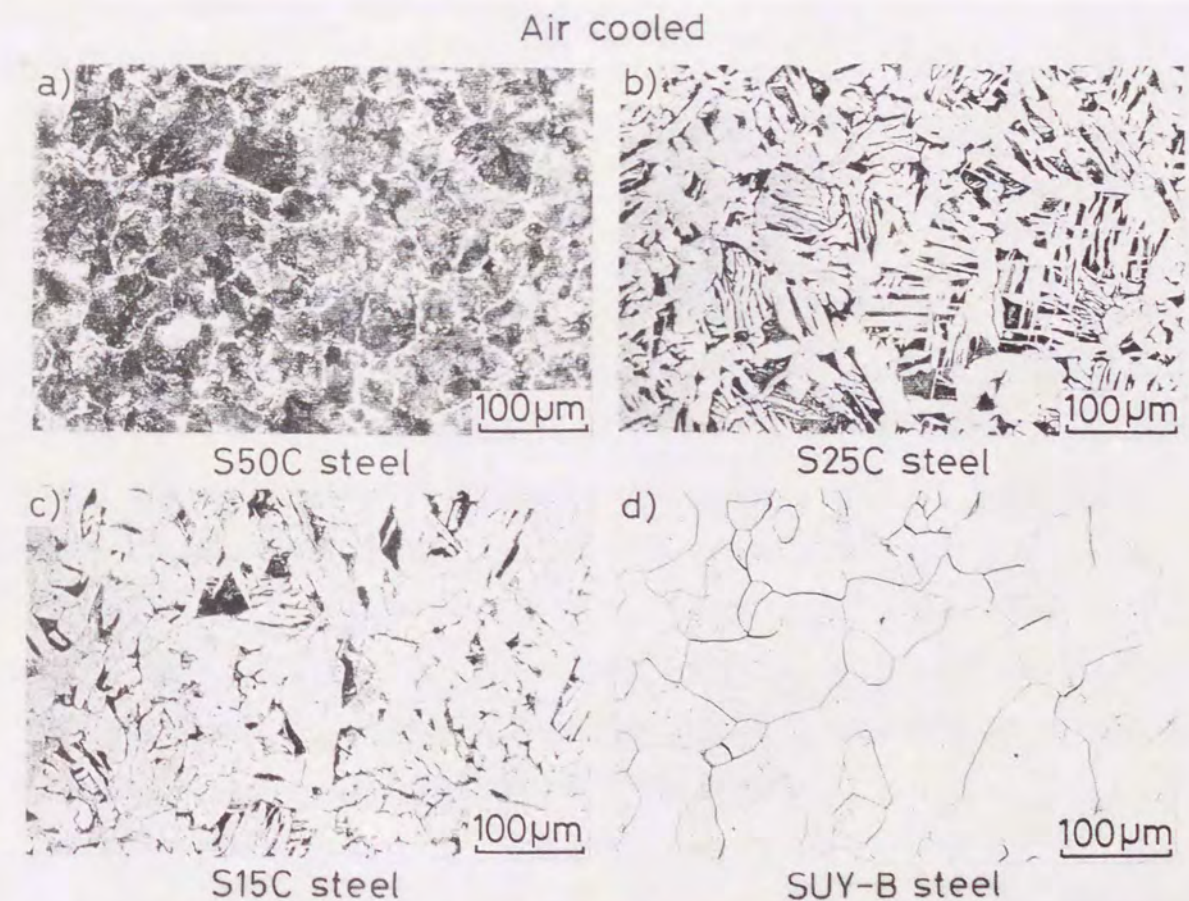


Fig.5-1 Microstructures of carbon steel specimens treated by Air Cooled

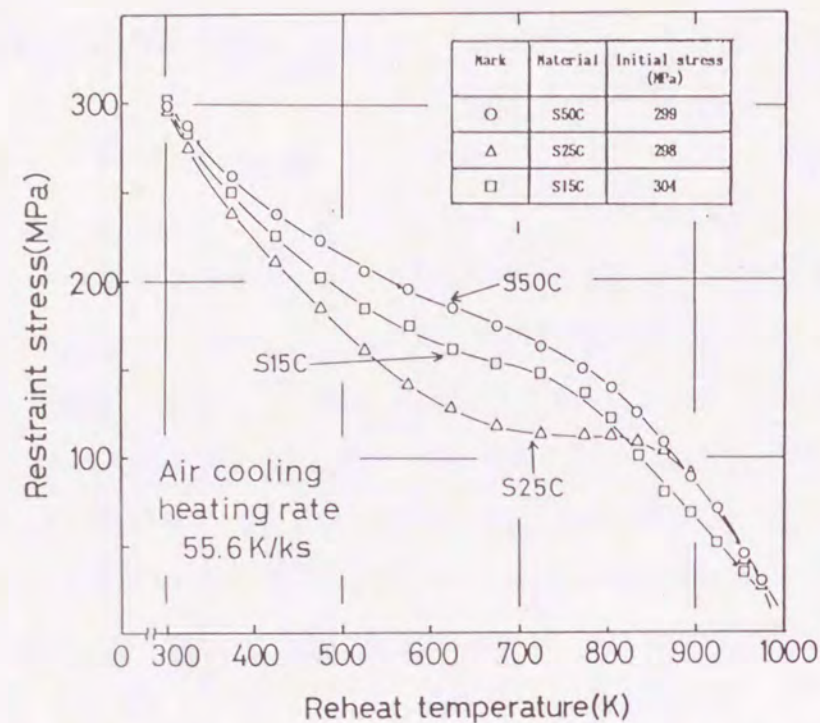


Fig. 5-2 Relation between the restraint stress and the reheat temperature on carbon steels obtained by Constant-strain rate test on heating

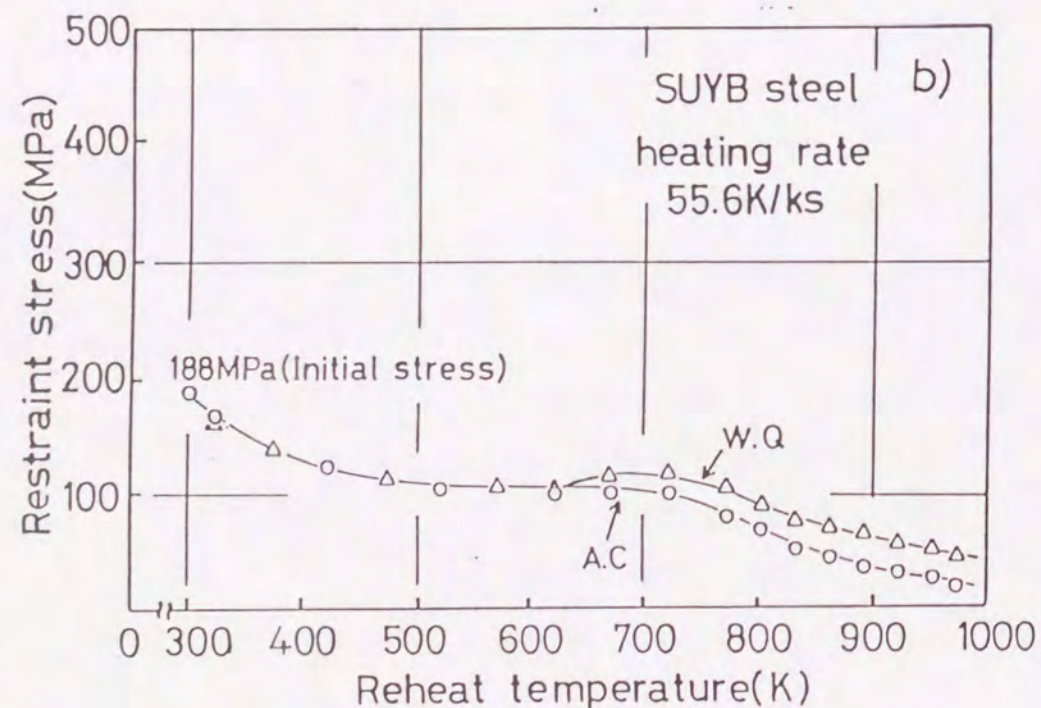


Fig. 5-3 Relation between the restraint stress and the reheat temperature on pure irons (SUYB) obtained by Constant-strain rate test on heating

5.3.2 バイナイト組織

バイナイト組織のみのHAZを炭素鋼で得ることは非常に困難でS25CとS15CのW.Q材でラスマルテンサイトと若干の下部バイナイト組織が得られる⁵⁾が、本実験では合金元素を添加していない材料としてTMCP鋼、また第4章で用いた高張力鋼およびCr-Mo鋼のA.C材でバイナイト組織の応力緩和挙動を比較検討した。

Fig. 5-4は再現溶接熱サイクル処理（最高加熱温度1623K）で作成したTMCP鋼のSH-CCT図である。最高加熱温度での保持時間を2s、20sと変化させたが、それによる変態への影響はほとんど見られなかった。1073～773Kの冷却時間が4～5秒（s）でマルテンサイト組織が消滅しバイナイト単体組織となっている。バイナイト組織は5～50sまでの冷却時間で単相で得られることがわかり、1073～773Kの冷却時間で20sのものを作成し、応力緩和挙動を検討した。

Fig. 5-5は、TMCP鋼のHAZ組織が20sのバイナイト組織の昇温定歪速度試験での応力緩和挙動を示す。Fig. 5-2の炭素鋼のフェライト+パーライト組織のものに比べて、800Kまでの応力緩和の停滞傾向が、より明瞭に現れている。これはバイナイト組織特有の挙動であり、TMCP鋼は合金元素が含まれていないため、炭素鋼と同様に1000Kで完全に応力緩和するが、この軟化抵抗の原因としては再熱過程での炭化物析出挙動と大きな関連があるものと考えられた。

一方、Fig. 5-6は第4章（Fig. 4-2参照）で述べた高張力鋼のA.C材で、いずれもバイナイト組織での三点曲げ応力緩和試験結果である。この場合、このバイナイト組織は割れ感受性が高く、いずれも870K付近で破壊した。Fig. 5-5とFig. 5-6を比較検討すると、高張力鋼の場合、TMCP鋼で現れた800K以上の放物線状の応力緩和をする前に破壊しており、この800Kまでの緩和挙動の停滞はバイナイト組織特有のものであった。

Fig. 5-7は同様にCr-Mo鋼のバイナイト組織の三点曲げ応力緩和挙動（Fig. 4-11(a)参照）であるが、高張力鋼と比べてさらに800Kまでの変位量が少なく、1 1/4Cr-1/2Mo鋼は900Kで再熱割れが発生した。一方、2 1/4Cr-1 Mo鋼および5 Cr-1/2Mo鋼は850K以上で急激な応力緩和挙動を示し、Fig. 5-5で示したTMCP鋼と同様な傾向を示した。このようにバイナイト組織はその材質および冷却速度により各形態の組織が得られるが（第3章参照）、他の組織と比較するといずれの材料でも応力緩和が一番しにくく、割れ感受性も最も高い組織となっていた。

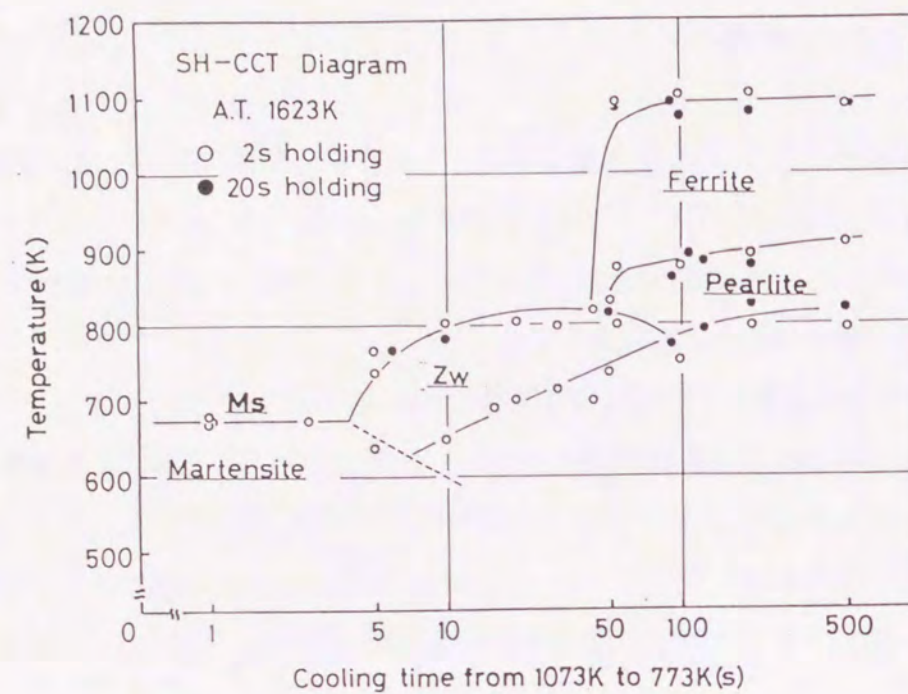


Fig.5-4 SH-CCT diagram of TMCP steels

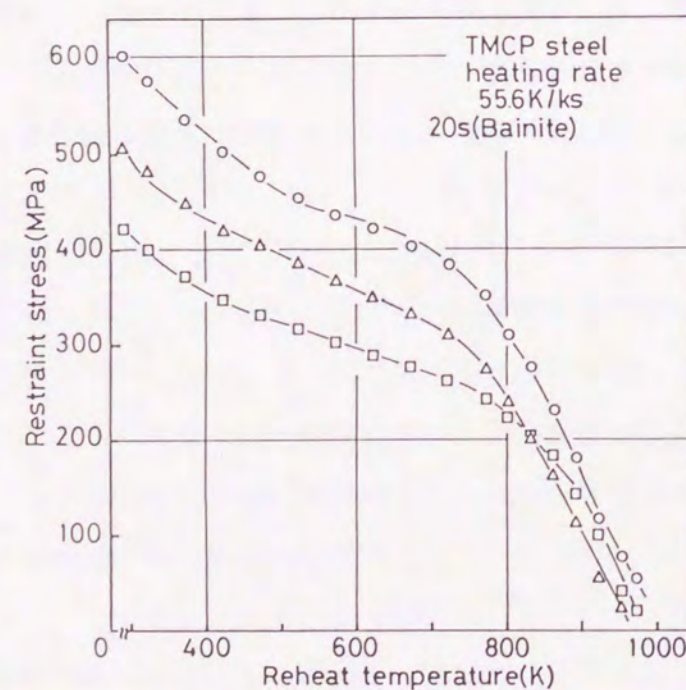


Fig.5-5 Relation between the restraint stress and the reheat temperature on Bainite structure of TMCP steels obtained by Constant-strain rate test on heating

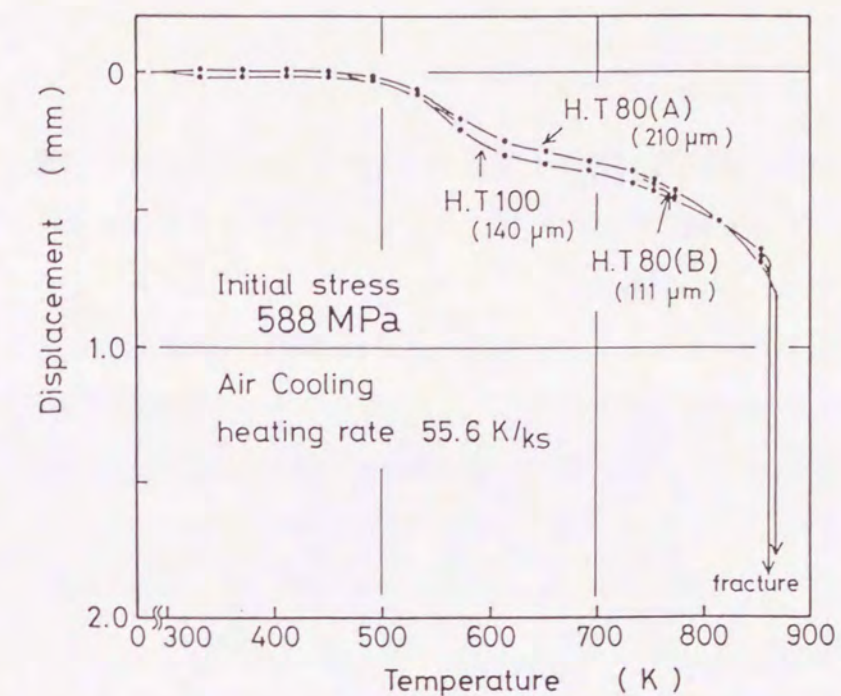


Fig.5-6 Displacement on Bainite structure's specimens of 3 type High Tensile steels obtained by three point bending test

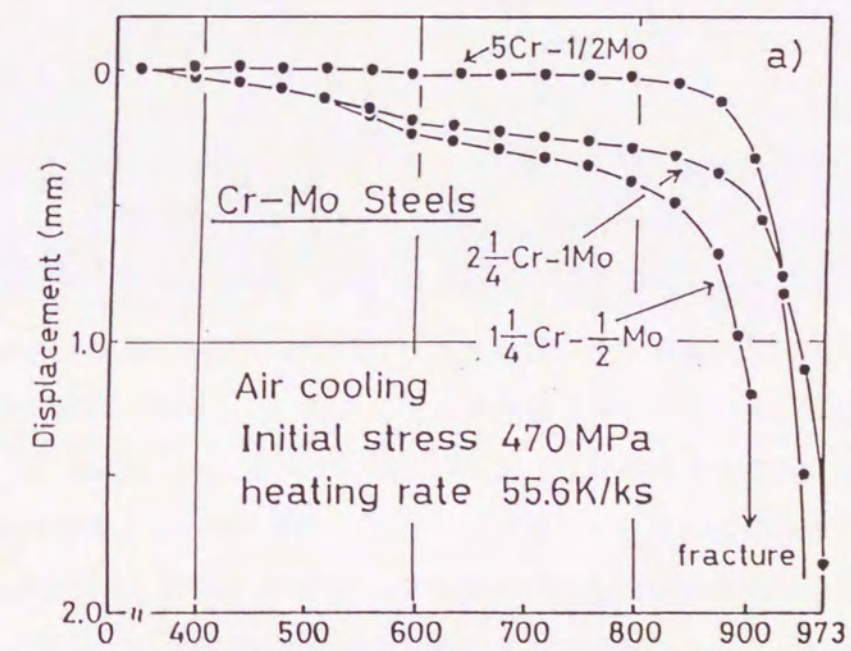


Fig.5-7 Displacement on Bainite structure's specimens of 3 type Cr-Mo steels obtained by three point bending test

5.3.3 マルテンサイト組織

Fig.5-8は、炭素鋼の再現溶接熱サイクルで得られたマルテンサイト組織を示す。S50Cはレンズマルテンサイト組織、S25CとS15Cはラスマルテンサイト組織と若干の下部ベイナイト組織（Z-II）を含むものであった。

Fig.5-9は、炭素鋼のマルテンサイト組織のものの昇温定歪速度試験による応力緩和挙動である。フェライト+パーライト組織（Fig.5-2）に比べると、再熱処理温度の上昇に対してほぼ直線的に緩和するのが特徴で、特に再熱過程低温域（300K～）から急激に応力緩和している。但し、レンズマルテンサイト組織（S50C）のものはラスマルテンサイト組織のものに比べると若干軟化抵抗を示している。

Fig.5-10はTMCP鋼の1sのラスマルテンサイト組織の応力緩和挙動を示す。炭素鋼に比べて、より直線的に応力緩和が起こり900～1000Kまでにいずれの残留応力値でも完全に緩和している。このようにマルテンサイト組織の場合、W.Q処理時で過飽和炭素を含んでいるため再熱過程低温域から炭化物析出挙動が起こることが予想され、応力緩和挙動もベイナイト組織とは比較にならないほど早く起こる。

Fig.5-11およびFig.5-12は第4章で検討した合金添加元素を含む高張力鋼（Fig.4-3参照）とCr-Mo鋼（Fig.4-11(b)参照）各3種類のラスマルテンサイト組織の三点曲げ応力緩和試験結果である。昇温定歪速度試験とは測定するデータが応力値と変位量と異なるため、曲線の傾きは若干異なるが、やはり再熱過程低温域から応力緩和が起こっており、第4章で述べたように再熱割れ感受性はベイナイト組織と比べてかなり低いものとなった。すなわち、マルテンサイト組織は応力緩和が他の組織と比べてかなりしやすい組織であることが判明した。炭素鋼でこのマルテンサイト組織とフェライト+パーライト組織の昇温定歪速度試験による応力緩和挙動を比較検討したのがFig.5-13である。a)はS50C、b)はS25Cであるが両処理の応力緩和挙動の差は一目瞭然で、G.QおよびW.Q材（レンズまたはラスマルテンサイト組織）の応力緩和は再熱過程高温域（700～973K）の残留応力値と比較するとA.C材（フェライト+パーライト組織）より約100K以上低い温度で同一応力値になっており、G.Q材またはW.Q材の方が早く応力緩和しやすい。また、完全に応力緩和する温度も50～100Kの差があった。

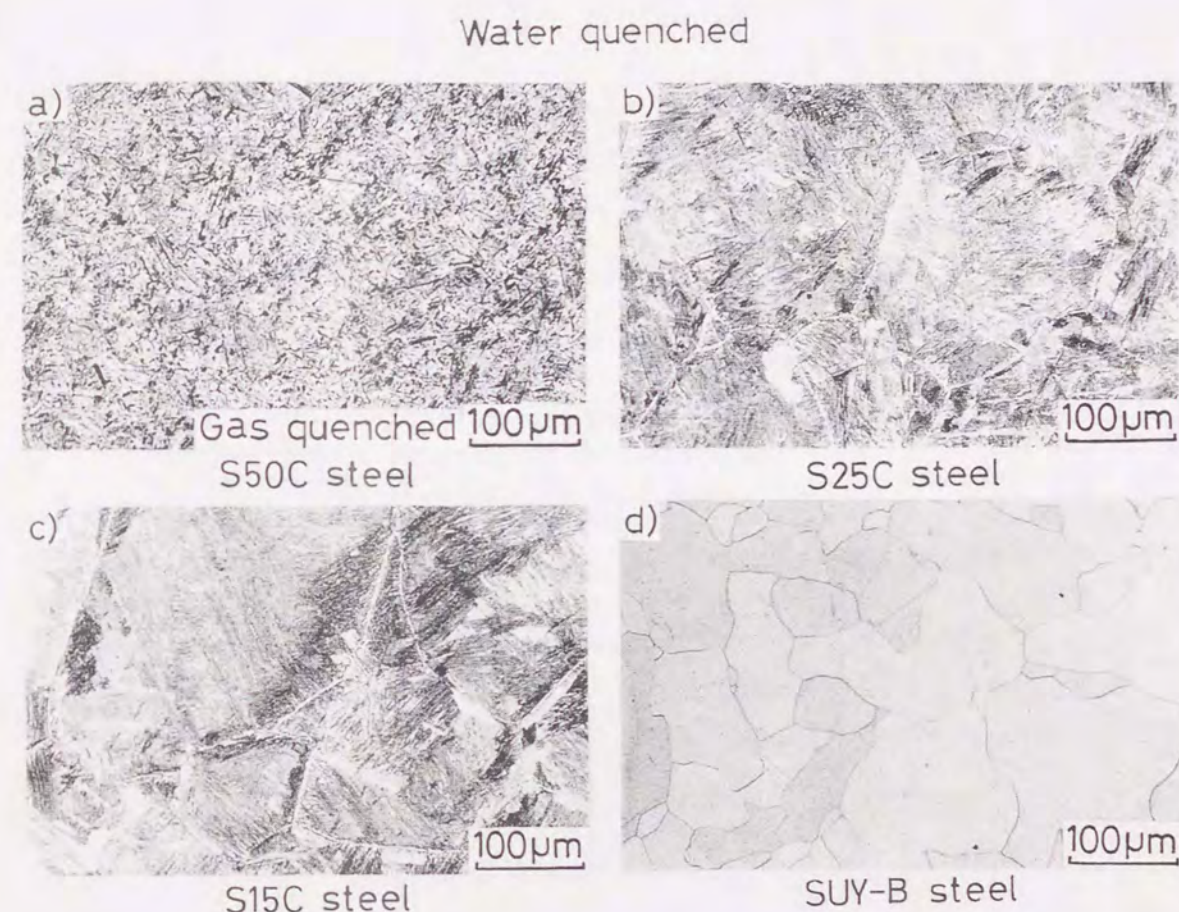


Fig.5-8 Microstructures of Carbon steel specimens treated by Water Quenched

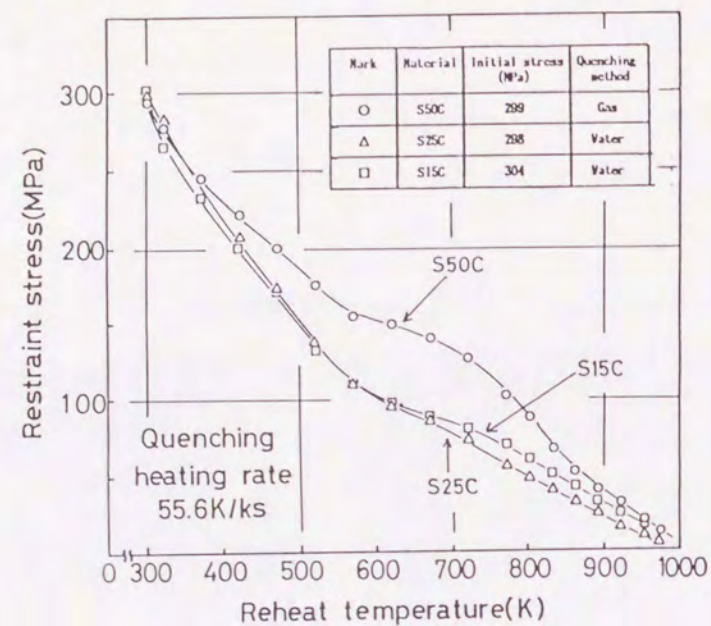


Fig. 5-9 Relation between the restraint stress and the reheat temperature on carbon steels obtained by Constant-strain rate test on heating

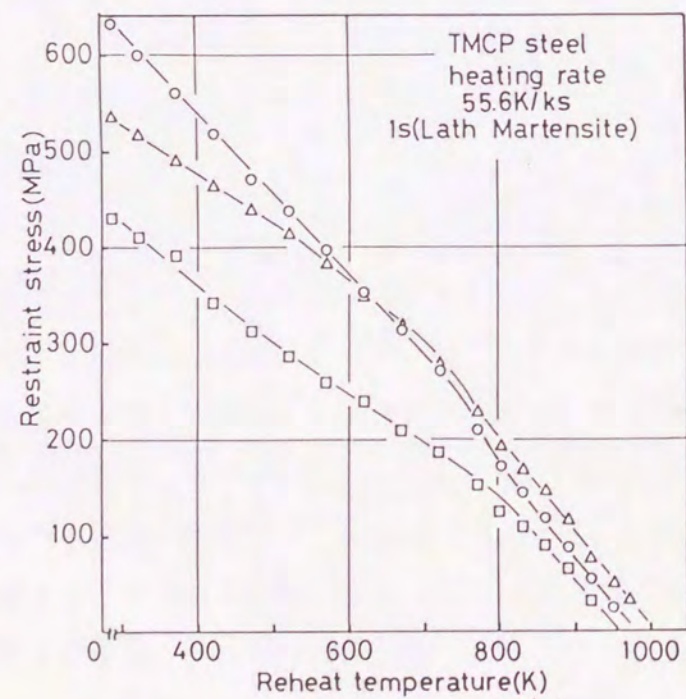


Fig. 5-10 Relation between the restraint stress and the reheat temperature on TMCP steels obtained by Constant-strain rate test on heating

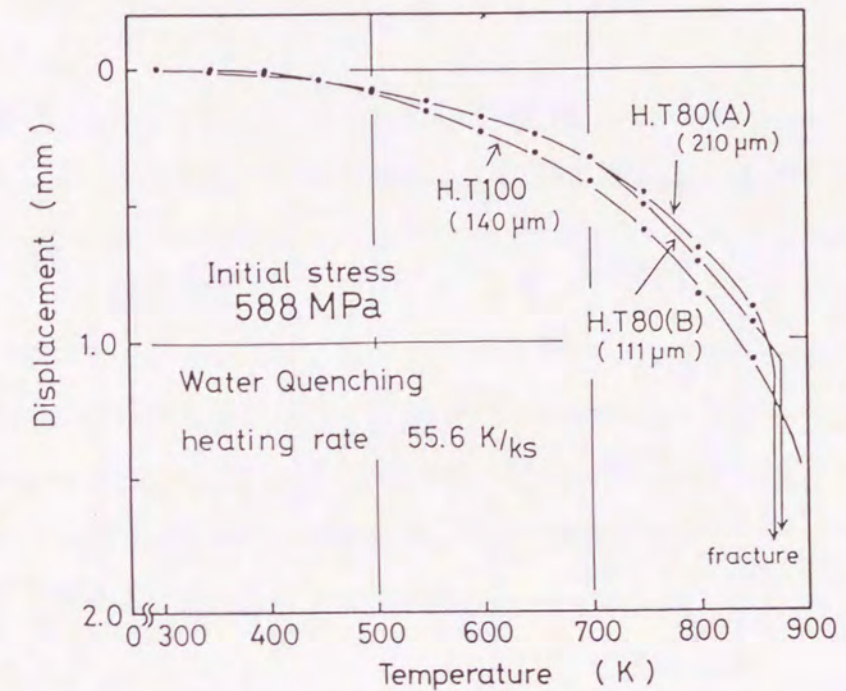


Fig. 5-11 Displacement on Lath-martensite structure's specimens of 3 type High Tensile steels obtained by three point bending test

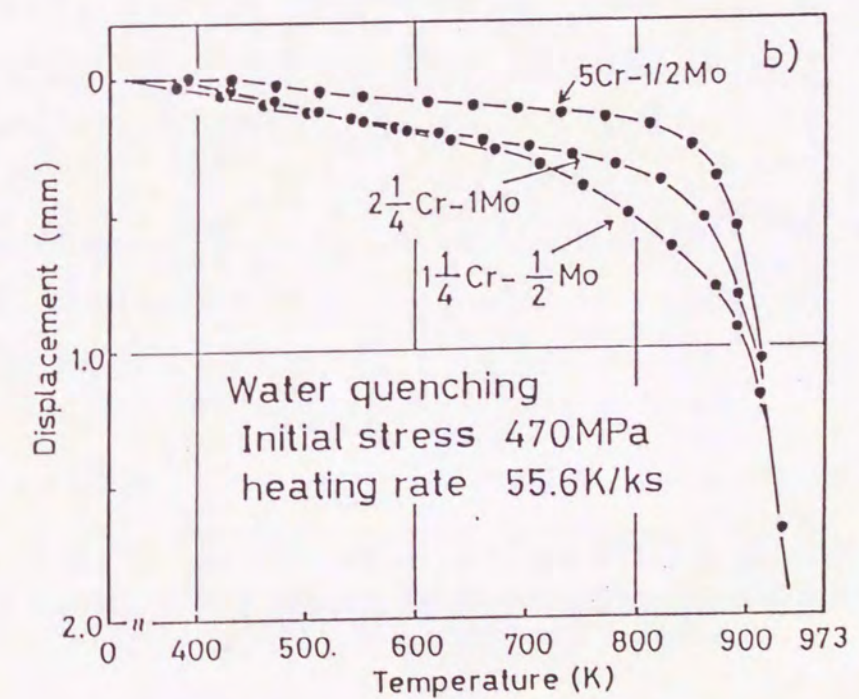


Fig. 5-12 Displacement on Lath-martensite structure's specimens of 3 type Cr-Mo steels obtained by three point bending test

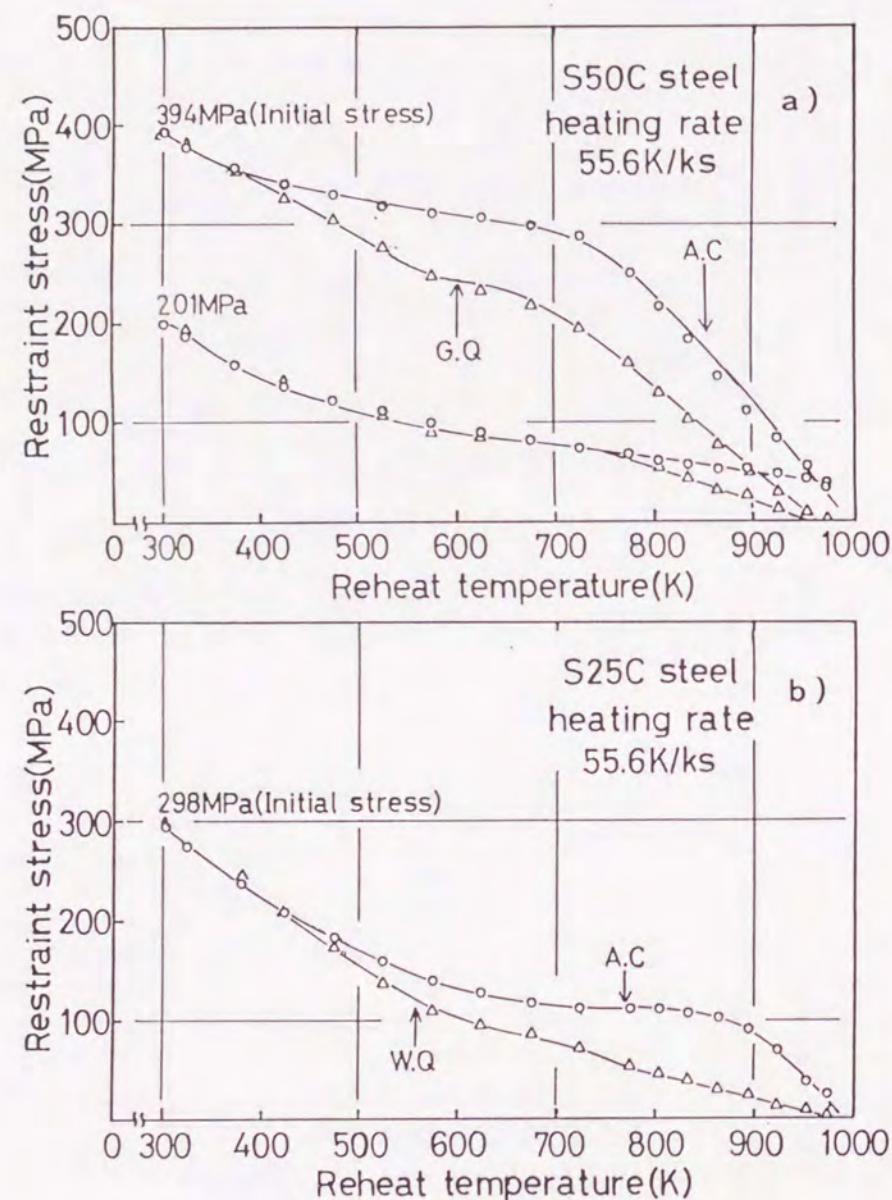


Fig.5-13 Relation between the restraint stress and the reheat temperature obtained by Constant-strain rate test on heating a) S50C steel b) S25C steel

5.3.4 オーステナイト組織

炭素鋼の場合、室温でオーステナイト組織は残留オーステナイトとしか存在せず、本研究で残留オーステナイト量として最大得られたのは H.T80 (A) 鋼の約7%であった (Fig. 3-9参照)。本項では オーステナイト系ステンレス鋼を用いて検討した結果について述べる。4.3.3で述べたように Fig.4-19、Fig.4-20に示すオーステナイト単相の応力緩和挙動はフェライト+パーライト組織より、むしろSUYBのフェライト単相組織の応力緩和挙動と似ており、A.C、W.Q処理の影響はほとんど受けず、応力緩和量もフェライト系鋼に比べるとかなり少ない。一方、SUS347のように炭化物形成元素 (Nb) が添加されている場合、割れ感受性は高くなるが、応力緩和挙動は純鉄と同様に再現溶接熱サイクルでの冷却速度の影響は受けず、比較的応力緩和しにくい組織であった。

5.3.5 微細粒組織 (TMCP)

TMCP鋼は制御圧延+制御冷却により合金元素を添加しないで炭素鋼を高強度化したものであり、特徴である微細粒組織の応力緩和挙動について検討を加えた。

Fig.5-14はTMCP鋼の受入材のミクロ組織を示す。結晶粒径が13~16 μ mと通常の鋼に比べて約半分となっている。TMCP鋼はフェライト+パーライト組織にベイナイト組織も含む組織となっていた。

Fig.5-15はTMCP鋼の再現溶接熱サイクル後のミクロ組織を示す。1073~773Kでの冷却時間が1sはFig.5-4のSH-CCT図で示すようにラスマルテンサイト組織、10、20sは上部、下部を含むベイナイト組織、50sは初析フェライト+ベイニティックフェライト組織、100s以上ではフェライト+パーライト組織が得られた。

Table 5-3は再現溶接熱サイクル処理後の硬度値 (HV)と結晶粒径を示す。1073~773K間の冷却時間で1~500sの組織で、硬度値は192~413、結晶粒径は120~160 μ mと受入材と比較するとほぼ十倍に粗大化しており、高張力鋼、Cr-Mo鋼と比べても再現溶接熱サイクル後の粒径は大差なかった。

Fig.5-16は昇温定歪速度試験による応力緩和挙動を示している。代表的な組織として1s (ラスマルテンサイト組織)、20s (ベイナイト組織)、50s (フェライト+ベイニティックフェライト組織)の3組織の比較をした。ミクロ組織はどれでも約950Kで完全に応力緩和

しているが、20sのベイナイト組織は他の組織と比較して600~800Kで明瞭な軟化抵抗を示す。また、同一残留応力値で比較するとベイナイト組織とラスマルテンサイト組織で最大で100K近くの温度差が認められた。50sのものも1sに比べて軟化抵抗を示す。

Fig.5-17は TMCP鋼で表れたミクロ組織の5種類の応力緩和挙動について比較したものである。受入材（フェライト+パーライト組織の超微細粒）、前述の1s、20s、50sおよび100sの5組織の同一残留応力下でのデータである。800Kまでの温度領域で軟化抵抗を示すのは、20s、50sのベイナイト系組織であり、逆に800~900K以上で軟化抵抗を示すのは100sおよびA.R材のフェライト+パーライト組織であった。1sのラスマルテンサイト組織はほぼ直線的に応力緩和している。これらの結果よりも応力緩和挙動は温度領域によっても異なるが再熱割れ発生が起こりやすい800~1000Kではベイナイト組織→フェライト組織→オーステナイト組織→フェライト+パーライト組織→マルテンサイト組織の順によくある傾向が認められたが、特にTMCP処理による結晶粒径の影響はミクロ組織ほど明瞭ではなかった。

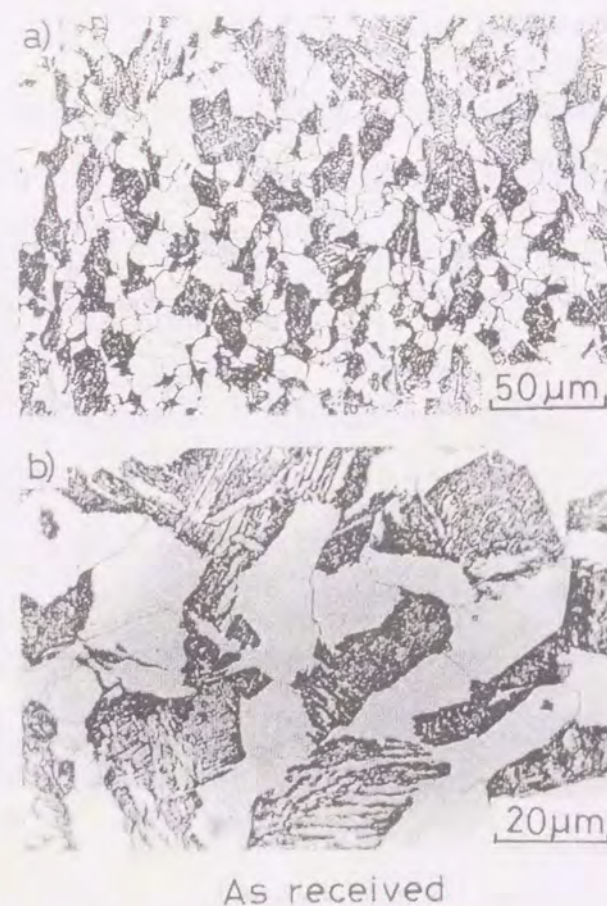


Fig.5-14 Microstructures of TMCP steel specimens

TMCP steel

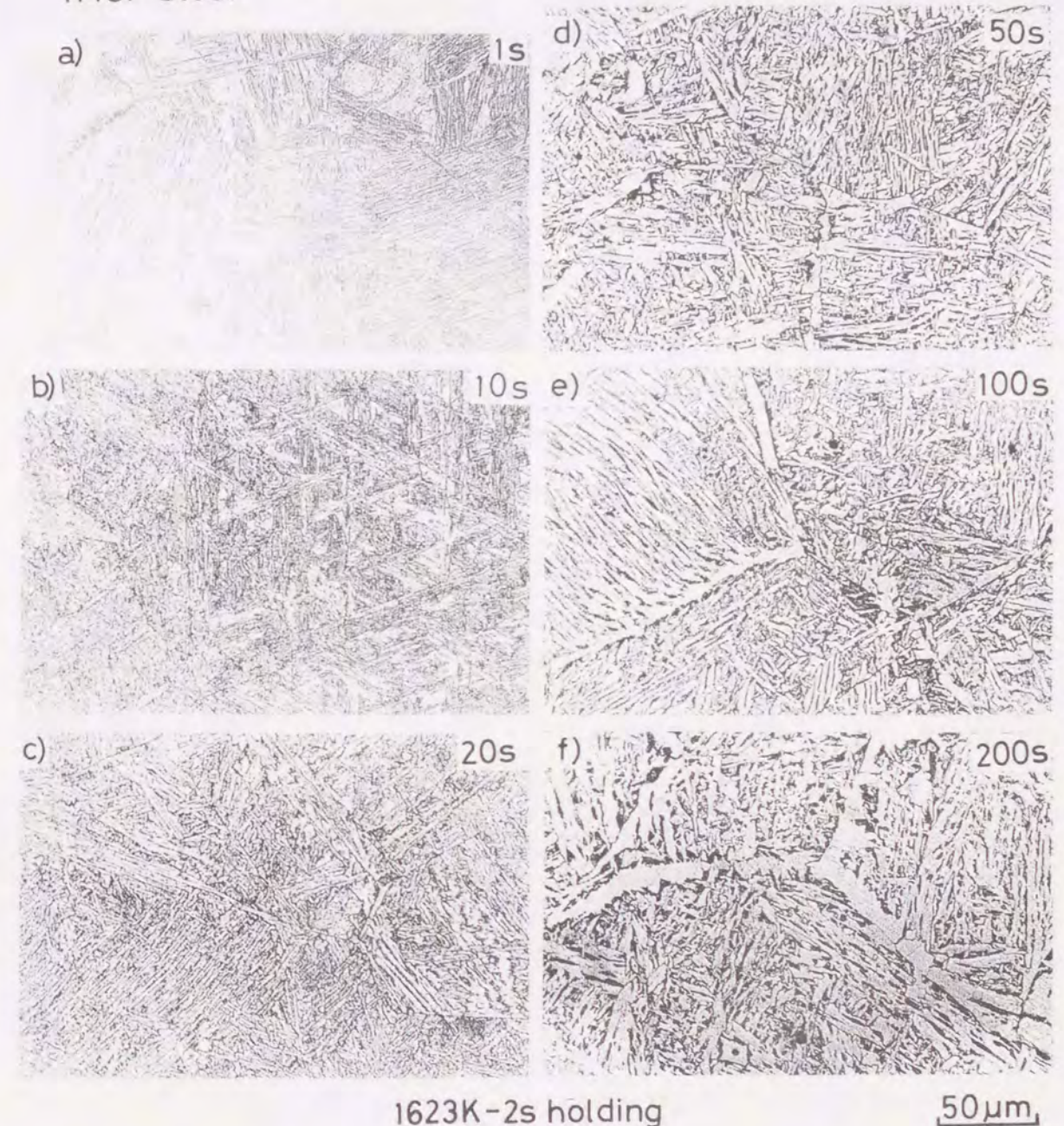


Fig.5-15 Microstructures of TMCP steel treated at various cooling time (cooling time from 1073K to 773K)

Table.5-3 Relation between Vickers hardness, grain size and cooling time from 1073K to 773K on TMCP steels

TMCP steels 1623K-2s holding

Cooling time from 1073K to 773K (s)	Hardness(R.T) HV:2.94N	Grain size (μm)
1	409~413	120~130
5	280~320	120~130
10	270~280	125~135
20	225~240	125~135
50	200~220	125~140
100	210~220	136~150
200	192~202	143~156
500	195~207	150~160

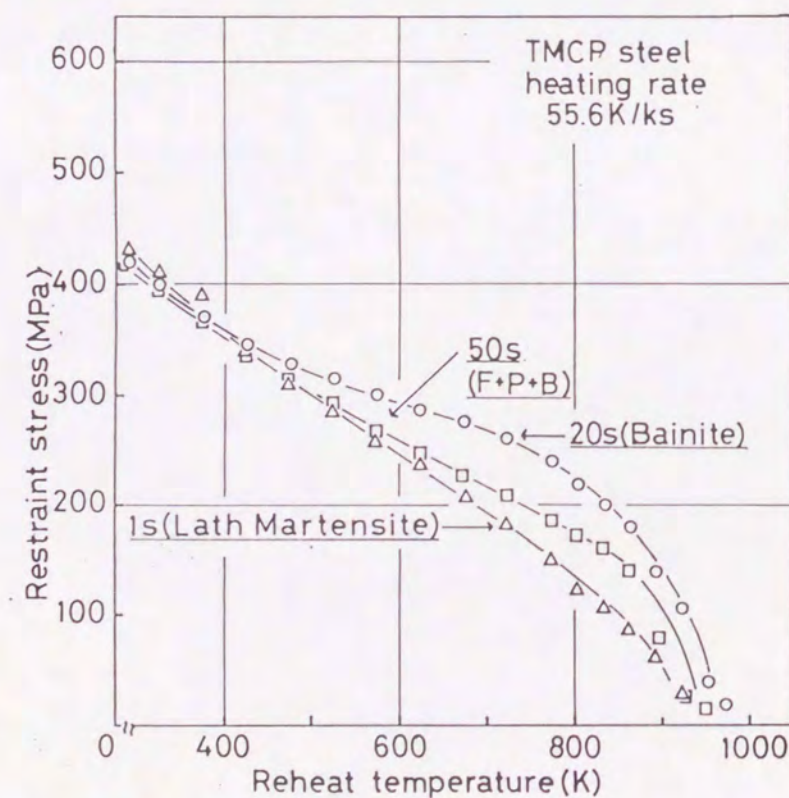


Fig.5-16 Relation between the restraint stress and the reheat temperature on TMCP steels obtained by Constant-strain rate test on heating

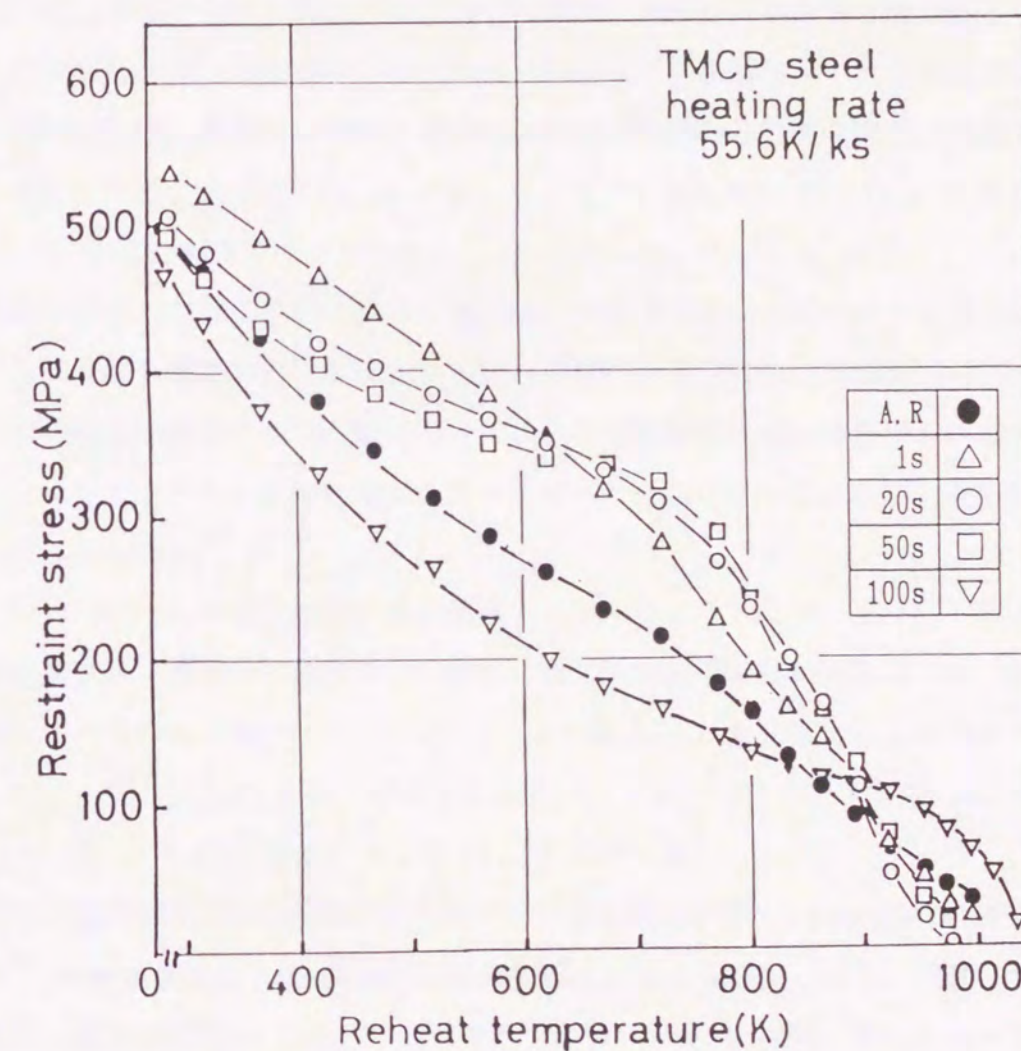


Fig.5-17 Relation between the restraint stress and the reheat temperature on TMCP steels obtained by Constant-strain rate test on heating

5.4 結 言

HAZミクロ組織の相違による応力緩和挙動への影響を調べる目的で、合金元素添加がない炭素鋼およびTMCP鋼を用いてフェライト組織、フェライト+パーライト組織、ベイナイト組織およびマルテンサイト組織のミクロ組織を得た。さらにSUS347、SUS304を用いてオーステナイト組織の影響も調べ、各組織の応力緩和挙動を検討した結果、以下の結論を得た。

- 1) SUYBを用いたフェライト単相組織の再熱過程での応力緩和挙動は、再現溶接熱サイクルでの冷却速度の相違によって引き起こされる転位密度の差等の影響により、緩和挙動に両処理による差が若干認められるものの、約1000Kでは完全に応力緩和するHAZ組織であった。
- 2) 炭素鋼を用いたフェライト+パーライト組織の応力緩和挙動は、いずれも650～800K付近で若干の応力緩和の停滞を示すが、それ以上の温度では急激に応力緩和し、いずれも完全に応力緩和するHAZ組織であった。フェライト単相に比べてもよい緩和傾向を示した。
- 3) TMCP鋼、高張力鋼およびCr-Mo鋼を用いたベイナイト組織の応力緩和挙動は800Kまでの応力緩和の停滞、もしくは軟化抵抗が他のHAZ組織に比べて明瞭であり、再熱割れの発生する高張力鋼およびCr-Mo鋼は、この700～900Kの高い残留応力値の領域で破壊していることがわかった。TMCP鋼のように再熱割れの発生しない場合800K以上ではベイナイト組織はフェライト+パーライト組織と同様に急激に応力緩和する。すなわち、700～900Kでの残留応力値が割れ感受性を評価する上で重要な因子であった。
- 4) ラスおよびレンズマルテンサイト組織の応力緩和挙動は、各材質とも再熱過程低温域(300K～)から直線的に緩和するのが特徴で、フェライト系鋼の中で一番応力緩和率が優れた組織であった。これは再熱過程での過飽和炭素の析出挙動と密接に関係があると思われるが、詳細は第6章で述べる。

- 5) SUS347、SUS304を用いたオーステナイト組織の応力緩和挙動は 1)で述べたフェライト組織のそれと類似しており、SUS347のように炭化物析出が起こる場合、フェライト組織より緩和挙動は良好であるが、他のHAZ組織に比べると緩和傾向はかなりよくない。
- 6) TMCP鋼を用いた微細粒組織の応力緩和挙動は、再現溶接熱サイクルにより通常の炭素鋼と同様な結晶粒の粗大化が起こり、いずれの組織も 1)～4) に分類される通り、HAZ組織の影響を強く受けた。
- 7) これら応力緩和挙動の指標として700～900Kでの応力緩和率を検討した結果、ベイナイト組織→フェライト組織(オーステナイト組織)→フェライト+パーライト組織→マルテンサイト組織の順に緩和率が高くなり、HAZ組織による応力緩和挙動の評価が可能となった。

参考文献

- 1) (社)日本溶接協会監修：鋼構造溶接工作法通論，産報出版(1975)
- 2) 渡辺 之：溶接学会誌，55-1(1986)，49-55
- 3) 森川，森山，伊藤：溶接学会誌，55-2(1986)，83-90
- 4) 日本金属学会編：金属便覧(改訂5版)，丸善(1990)
- 5) 日本金属学会編：金属データブック(改訂3版)，丸善(1993)，442-443

第6章 応力緩和挙動に及ぼす析出炭化物とマトリックス合金濃度および粒界不純物の影響

6.1 緒言

前章までに再熱割れ感受性に及ぼす材質とHAZ組織の相違を取り上げ、材質、HAZ組織による再熱過程での応力緩和挙動を検討し、その特徴について記載した。このような各HAZ組織の応力緩和挙動の相違は前章（第5章）でも述べているように再熱過程でのマトリックスからの炭化物の析出とそれに伴うマトリックス中の各合金元素および炭素濃度変化とに関係すると考えられた。すなわち、再熱割れ感受性の高いベイナイト組織と低いラスマルテンサイト組織の再熱過程での合金元素のマトリックス中への固溶または炭化物として析出する現象（ここでは便宜上固溶析出現象と記す）はHAZ組織により異なり、その固溶析出現象を検討することは割れ発生メカニズムを考察する上では非常に重要なことと考えた。

そこで本章は再熱過程でHAZ組織に現れる種々の現象（残留オーステナイトの分解、炭化物の析出、炭化物中の合金元素濃度の変化、およびそれに伴うマトリックス合金元素濃度の減少等）を再熱割れが発生する高張力鋼、Cr-Mo鋼、SUS347等を用いて、主として析出炭化物とマトリックス合金濃度の関係から検討した。一方、再熱割れが典型的粒界破壊であり、粒界の固着力の低下の原因として報告^{1, 2)}のある粒界不純物元素の再熱割れ感受性への影響等についても前述の3鋼種を用いて検討した。

6.2 実験方法

本実験で用いた鋼材はいずれも再熱割れ感受性が高い高張力鋼（H.T80（A）、H.T100）2鋼種、Cr-Mo鋼（11/4Cr-1/2Mo鋼、21/4Cr-1Mo鋼、5Cr-1/2Mo鋼）3鋼種およびオーステナイト系ステンレス鋼（SUS347、SUS316、SUS304）3鋼種の計8鋼種である。実験では初めに再熱過程での残留オーステナイトの分解温度および炭化物の析出温度を測定するため示差熱分析（DTA）をおこなった。昇温速度は83.3K/ks（300K/h）で約900Kまで測定、その際の吸熱、発熱反応を調べた。

次に再熱割れが発生しやすい773～1173K間に析出する炭化物の量、種類および形態を調べる目的でFig.6-1に示す定電位電解選択腐食法（SPEED法）³⁾により炭化物抽出をおこなった。この方法は非水溶媒系電解液を使用することが特徴で、本実験では10%AA系電解液（10%アセチルアセトン+1%テトラメチルアンモニウムクロライド+メチルアルコール）を使用し、試料溶解量0.5～1gを目標に2000～5000クーロン（C）の電気量を与え、炭化物を抽出した。抽出した炭化物はフィルターを用いてろ過し、メチルアルコールで洗浄した後、デシケータ中で乾燥した。炭化物中の合金成分の分析は原子吸光分析法（AAS）によりおこなった。フィルターに捕集した炭化物に過塩素酸5ml、硫酸2ml、硝酸10mlおよびりん酸2mlを加えて加熱して炭化物を分解し、過塩素酸白煙処理を行った。放冷後、メスフラスコに移し試料溶液とした。Mnの分析は空気-アセチレンフレイム、Cr、Mo、VおよびNbの分析は亜酸化窒素-アセチレンフレイムによっておこない⁴⁾、炭化物中の各合金元素の定量をした。

マトリックス中の各合金元素の定量は溶質電解液の回収を完全におこなうことが困難なため次式（A）により析出炭化物の定量値より計算で求めた。なお、（A）式は母材の各合金元素含有量を100%とし、再熱過程でマトリックスに固溶している割合を百分率で表した。

$$M = (cd - ab) 10^2 / (c - a) d \quad \cdots (A)$$

M；マトリックス中の各合金元素の固溶量（%）

a；抽出した炭化物総量（mg）

b；炭化物中の各合金元素濃度（mass%）

c；SPEED法での試料溶解量（mg）

d；供試材の各合金元素の化学組成値（mass%）

炭化物の同定はX線回折によりおこなった。SPEED法で得られた炭化物をCrK α 線を用い、40kV-100mAの条件で回折した。

粒界不純物の再熱割れに及ぼす影響を検討するために、H.T80（A）、11/4Cr-1/2Mo鋼およびSUS347の代表的な再熱割れ破面を用い、走査型オージェ電子分光分析（AES）を用いて表面分析をした。測定は破面の深さ方向に対してスパッタリング（ 1.5×10^{-7} Torr, 3kV-15mAのラスターモード）をおこない、1800s（30min）までの各任意の時間で検出されるS、Sn、

P、O、C等の元素について定量をおこなった。

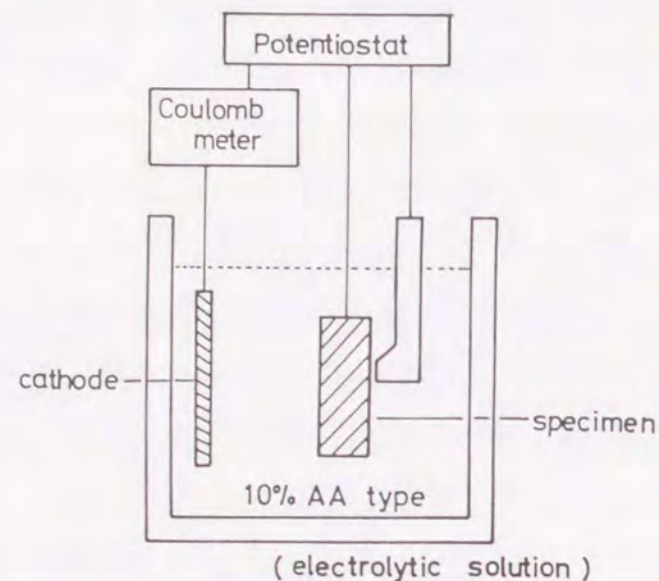


Fig. 6-1 Schematic diagram of Selective Potentiostatic Etching by Electrolytic Dissolution method (SPEED method)

6-3 析出炭化物量と炭化物中の合金元素濃度

Fig. 6-2はH.T80 (A) およびH.T100の示差熱分析 (DTA) 結果である。試料の重量は250mg一定とし、標準試料として同材質のA.C材 (ベイナイト組織)、比較試料としてW.Q材 (ラスマルテンサイト組織) としておこなった。残留オーステナイト (R.A) はこの場合A.C材の方が多いため吸熱反応としてあらわれ、553~653Kで分解を終えている。合金添加元素を含む炭化物は発熱反応としてあらわれ約730Kから析出し初めることがわかった。なお、H.T100では明瞭なピークがあらわれず、A.C材、W.Q材ともほぼ同量の炭化物を析出していることが予想された。このR.Aの分解温度範囲は三点曲げによる応力緩和曲線 (Fig. 4-2参照) および高温硬度試験結果 (Fig. 4-5参照) ともよく対応していた。しかし、R.Aが再熱割れ感受性に影響を及ぼしているとする、その温度領域が低く、かつベイナイト組織ではその量に関係なく割れ感受性が高い。従って、R.Aの分解と再熱割れ感受性との関連は少なく、それより730K以上で起こる炭化物析出がより重要と考えられた。そこで再熱過程での材料の応力緩和量および変位量に及ぼす析出炭化物の種類、量および形態の影響を調べた。

特に炭化物中の合金元素濃度変化に注目した。

Fig. 6-3はH.T80 (A) とH.T100の2種類の高張力鋼について SPEED法により抽出された炭化物の総量を示す。両材とも再熱過程の全温度領域でA.C材 (ベイナイト組織) の炭化物がW.Q材 (ラスマルテンサイト組織) に比べて多い。これはA.C材は再現溶接熱サイクル時で既にFeを多く含んだ M_3C が存在しているためと思われる。A.C材とW.Q材の比較では高温域で両処理材の炭化物量の差は少なくなる傾向を示した。また、H.T100の炭化物量がH.T80 (A) に比べて約1.5倍であったが、これは供試材のC含有量の差によるものと考えられる。H.T100では873Kで炭化物量が飽和する傾向が見られた。

Fig. 6-4はH.T80 (A) での析出炭化物中の合金元素 (Cr、Mn、MoおよびV) について原子吸光分析法で定量した結果である。各合金元素とも温度上昇とともに増加しているが、その傾向は M_2C を作りやすいMoおよびV⁵⁾で著しい。A.C材とW.Q材の比較ではFig. 6-3の炭化物総量とは逆に全温度領域でW.Q材が高い。また、両処理材での析出量は再熱処理温度が高くなるほどその差が拡大する傾向があった。従って、この析出量の差はマトリックス中の合金元素濃度の減少傾向に影響することを意味し、マトリックスの応力緩和挙動にも強く影響すると考えられた。

Fig. 6-5は同様にH.T100での析出炭化物中の合金元素の定量結果であるが、H.T80 (A) と比較すると析出量に若干差があるもののほぼ同様の傾向を示している。

Fig. 6-6は析出炭化物の総合金元素濃度 (Cr、Mn、MoおよびVの和) を示す。H.T80 (A) ではW.Q材がA.C材より873Kで約5%高くなり、両処理材の析出量の差は明瞭であった。一方、H.T100では、その差は最大3%となっていた。特に M_2C になりやすいMoおよびVと M_3C になりやすいFeおよびMnでこれらの傾向を整理するとA.C材とW.Q材の析出量の差がより拡大する傾向が認められた (Crは M_2C および M_3C とも析出傾向がある⁵⁾)。

次にFig. 6-7は3種類のCr-Mo鋼の再熱過程773~973Kでの析出炭化物の総量である。いずれの鋼でもA.C材 (ベイナイト組織) とW.Q材 (ラスマルテンサイト組織) の炭化物の析出量の差は少ない。また、973Kではいずれも析出量が逆転し (21/4Cr-1Mo鋼は873Kより逆転)、A.C材に比べてW.Q材の方が多くなる特徴があった。炭化物総量の差は各Cr-Mo鋼のC含有量に比例していた。しかし、高張力鋼 (Fig. 6-3) と比較すると両処理材の炭化物総量の差はほとんどないように見られる。

Fig. 6-8は3鋼種の中で最も割れ感受性の高い11/4Cr-1/2Mo鋼での析出炭化物の合金元素濃度 (Cr、MoおよびMn) について原子吸光分析法で定量した結果である。Cr、Mnは温度

上昇とともに増加しているが、Moは873K以上では若干減少する傾向を示した。このことはMoがP等の不純物元素と化合物を作り、粒界に偏析したか⁶⁾、もしくはマトリックス中に再固溶していると考えられた。また、Crは900K以上で5~12mass%と他の合金元素に比べて非常に高く、この温度領域において炭化物生成反応の標準エネルギーがMo系炭化物に比べて低いCr系炭化物 (M_7C_3 など) がMoの析出を抑制しながら急激に析出していることが示唆された。A.C材とW.Q材の比較では全温度領域でW.Q材の方が高いが、その差はほとんどなく高張力鋼の場合 (Fig. 6-4, 6-5参照) ほど明瞭でない。このような傾向は2 1/4Cr-1 Mo鋼および5 Cr-1/2Mo鋼もほぼ同様で、析出炭化物中のCr量は材料中のCr含有量に対応して最大38 mass% (5 Cr-1/2Mo鋼) とかなり析出しているが、Mo量は低いものであった。このように炭化物中の合金元素はそのほとんどをCrが占めるのが本実験でのCr-Mo鋼の特徴であった。

Fig. 6-9は析出炭化物の総合金元素濃度 (Cr、MoおよびMnの和) を示す。1 1/4Cr-1/2Mo鋼ではW.Q材がA.C材より973Kで約5%高くなり両処理材の合金濃度の差があったが、他の2鋼種の濃度は高いものの両処理材での差はほとんど認められず、第4章、Fig. 4-11で示したCr-Mo鋼の応力緩和傾向によく対応していた。つまり、析出炭化物中の合金元素濃度がHAZ組織の相違があってもさほど変化しない場合は応力緩和挙動も変わらないこと、また、析出量の絶対値ではマトリックスの応力緩和傾向は評価できないことなどが判明した。

Fig. 6-10は同様に3種類のオーステナイト系ステンレス鋼の再熱過程873~1173Kでの析出炭化物の総量である。いずれのステンレス鋼もC含有量が少ないため析出炭化物量は1%にも満たない。SUS347は再熱処理温度上昇に伴い炭化物総量は増加するが、SUS316およびSUS304は973Kおよび1073Kをピークに逆に炭化物の再固溶により減少した。また、A.C材、W.Q材の比較ではSUS347は1073KでW.Q材がA.C材に比べて約2倍析出しているが、SUS316、SUS304については再現溶接熱サイクルでの冷却速度の影響はほとんど見られなかった。

Fig. 6-11は再熱割れの発生したSUS347鋼での析出炭化物中の合金元素濃度 (Nb、CrおよびMn) について原子吸光分析法で定量した結果である。炭化物生成傾向の強いNbは再熱処理温度の上昇に伴いA.C材、W.Q材とも急激に析出している。また、W.Q材のNbは973K以上でA.C材より多く析出し、最大で炭化物中の63mass%まで占めた。A.C材でも最大47~48mass%となり、この材質の場合炭化物の主成分はNbであった。Crについては最大10mass% (A.C材) であるが、A.C材は1123K、W.Q材は973Kをピークにそれ以上の温度ではNb炭化物に置換されるか、もしくは再固溶していると考えられた⁷⁾。Mnは1%未満でほとんど影響を与えていないと考えられる。SUS316鋼、SUS304鋼はCr-Mo鋼の2 1/4Cr-1 Mo鋼および5 Cr-1/2Mo鋼

と同様にA.C材、W.Q材の差がなく析出量も数%で、高合金鋼であるステンレス鋼であることを考えると応力緩和挙動に与える再熱処理による影響はほとんどないと考えられた。

Fig. 6-12は析出炭化物の総合金元素濃度 (Nb、Cr、MoおよびMnの和) を示す。SUS347については再熱処理温度上昇に伴いA.C材、W.Q材とも急激に合金元素濃度が増加している。W.Q材はA.C材に比べて濃度が高いが、Fig. 6-11で示したようにその大部分はNbによるものであった。SUS316鋼、SUS304鋼については析出量がSUS347鋼に比べて少なく、また再現溶接熱サイクルの冷却速度の影響もほとんどなく、A.C材、W.Q材ともほぼ同一の析出量となった。このようにオーステナイト系ステンレス鋼の場合、HAZ組織に冷却速度の影響がなく、オーステナイト単一組織であり、唯一再熱割れの発生したSUS347は主としてNbの析出傾向が両処理により若干異なることが特徴となっていた。

一方、これら析出炭化物は粒内および粒界に微細に析出することにより材料の高温強度を高めており、変位量が低下するとの見方もあるが⁸⁾、再熱過程では合金炭化物の析出と応力緩和が同時に進行しており、析出炭化物が軟化しているマトリックスを強化する作用はさほど大きくないと考えられる。むしろ、マトリックス中の合金元素が炭化物として析出しその濃度が低下し、マトリックス自身の塑性変形能に強く影響を与えているのではないかと考察した。すなわち、応力緩和挙動においてマトリックスの固溶強化⁹⁾に有益であるMo、NbおよびVの挙動がCr、Mn等より重要と考え、マトリックス合金元素濃度変化について検討した。

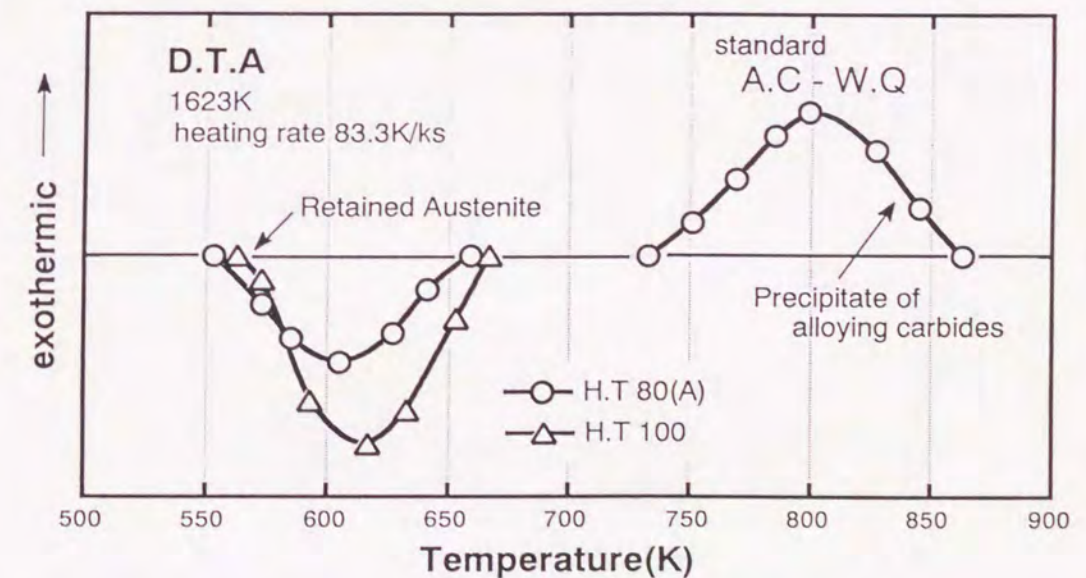


Fig. 6-2 Results of Differential Thermal Analysis (DTA) on 2 type High Tensile steels

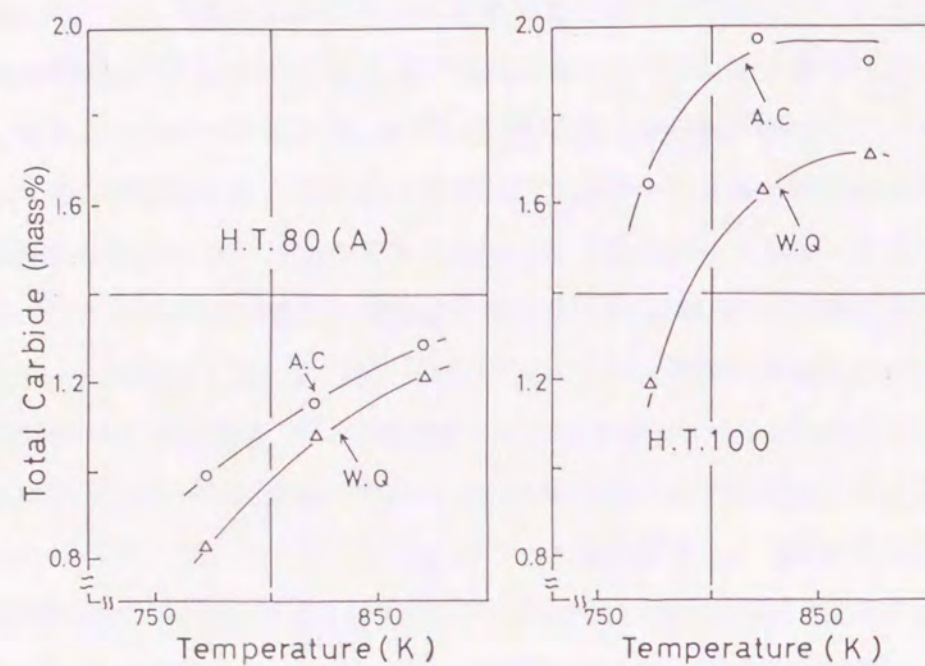


Fig. 6-3 Relation between the total precipitated carbides by SPEED method and the reheat temperature on 2 type High Tensile steels

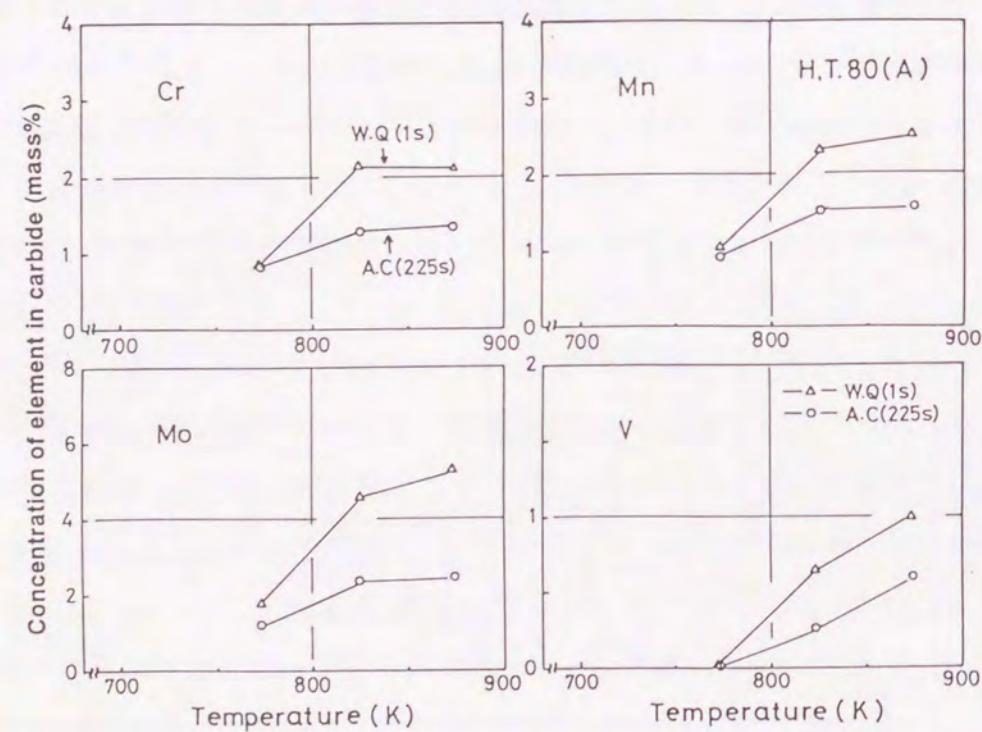


Fig. 6-4 Relation between the concentration of each alloying element in carbides and the reheat temperature on H.T. 80(A) steel

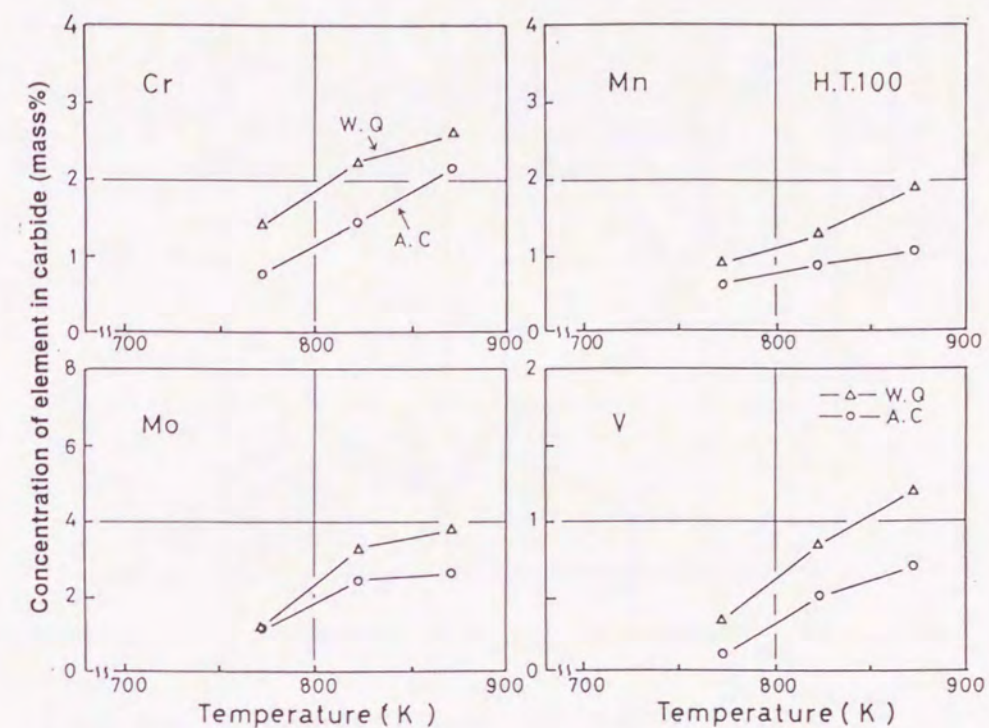


Fig. 6-5 Relation between the concentration of each alloying element in carbides and the reheat temperature on H.T. 100 steel

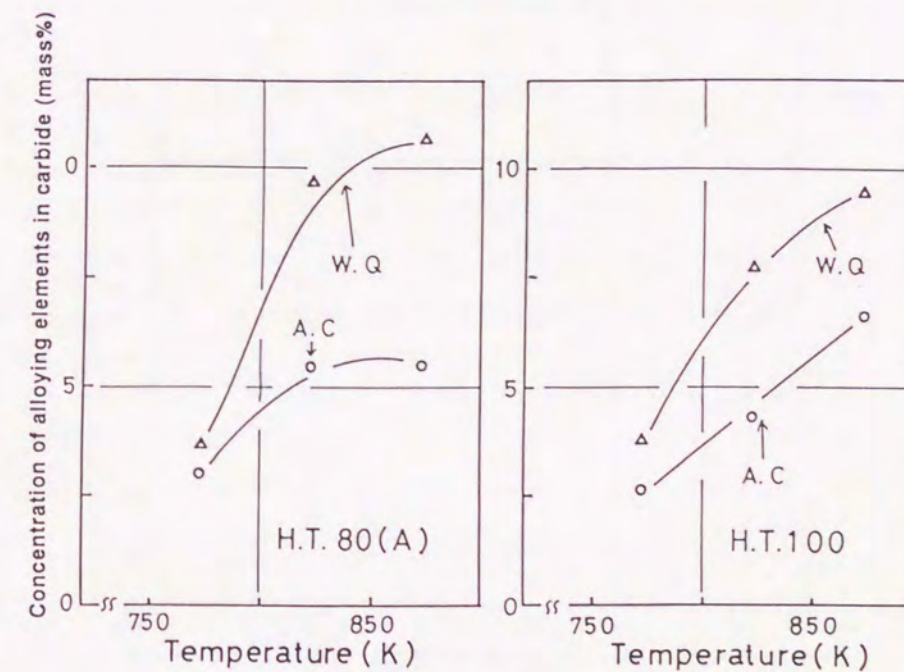


Fig. 6-6 Relation between the concentration of total alloying elements (Cr+Mn+Mo+V) in carbides and the reheat temperature on 2 type High Tensile steels

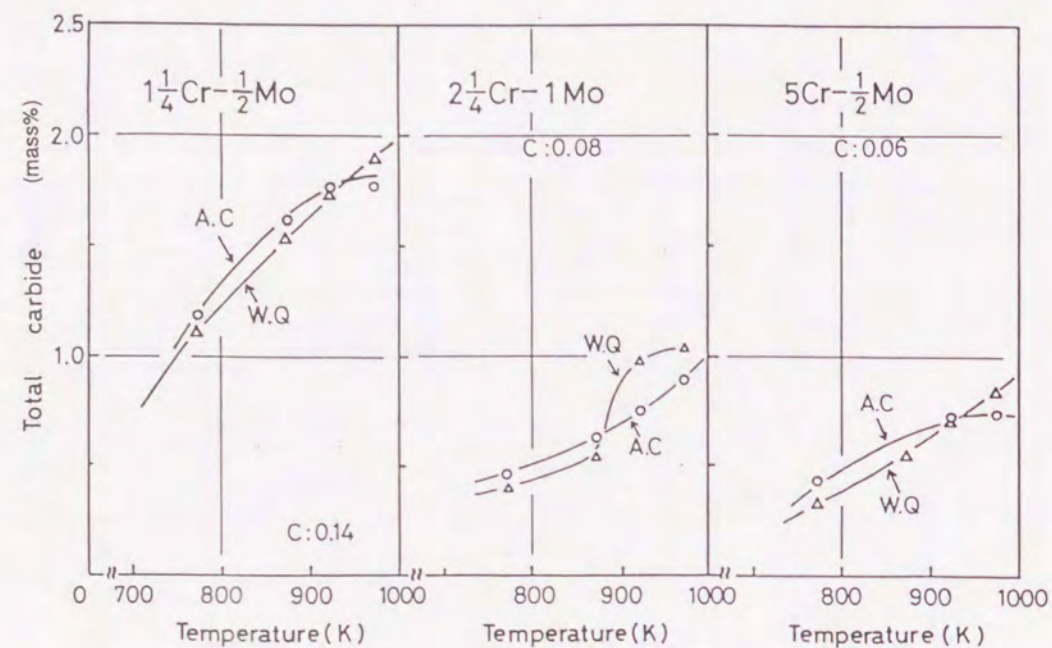


Fig. 6-7 Relation between the total precipitation carbides by SPEED method and the reheat temperature on 3 type Cr-Mo steels

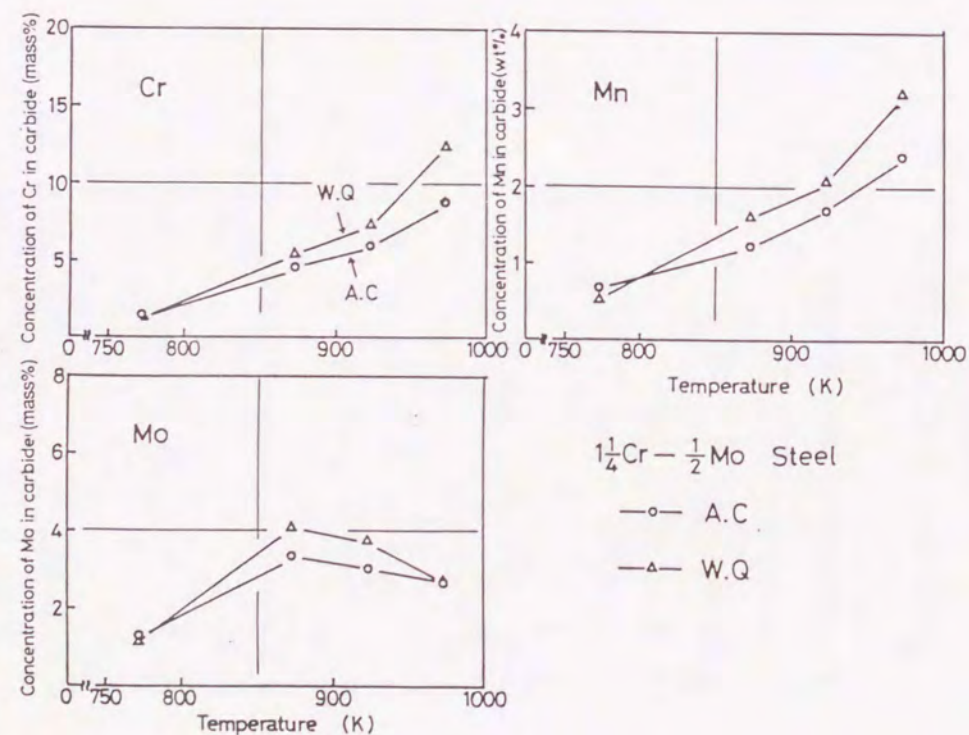


Fig. 6-8 Relation between the concentration of each alloying element in carbides and the reheat temperature on 1 1/4Cr-1/2Mo steel

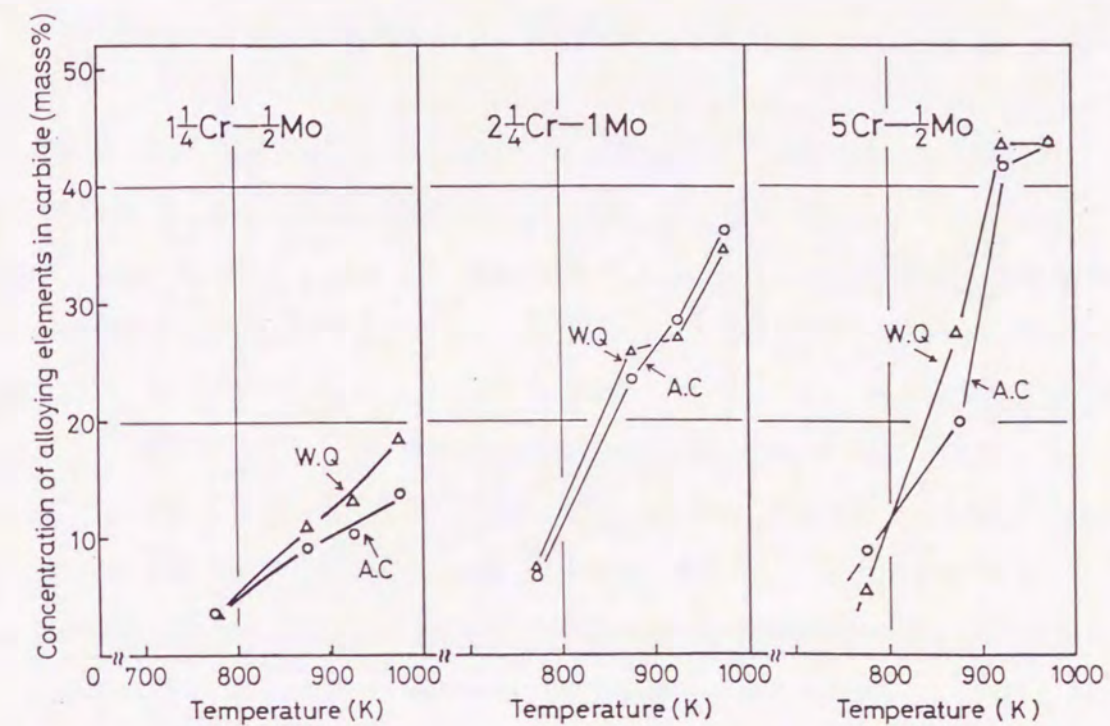


Fig. 6-9 Relation between the concentration of total alloying elements (Cr+Mo+Mn) in carbides and the reheat temperature on 3 type Cr-Mo steels

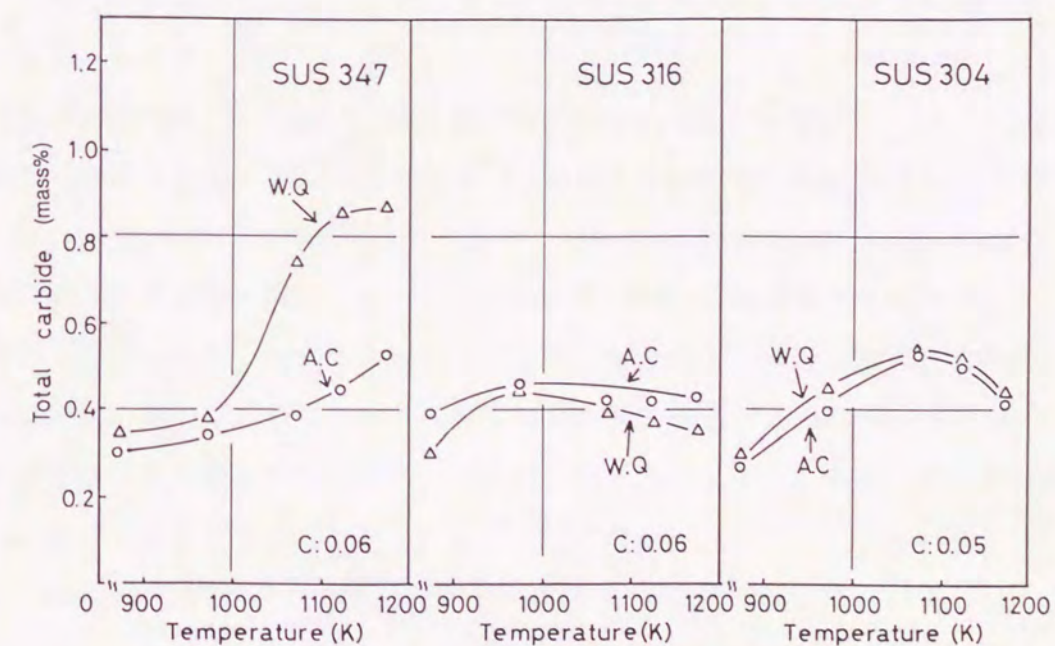


Fig. 6-10 Relation between the total precipitated carbides by SPEED method and the reheat temperature on 3 Austenite type stainless steels

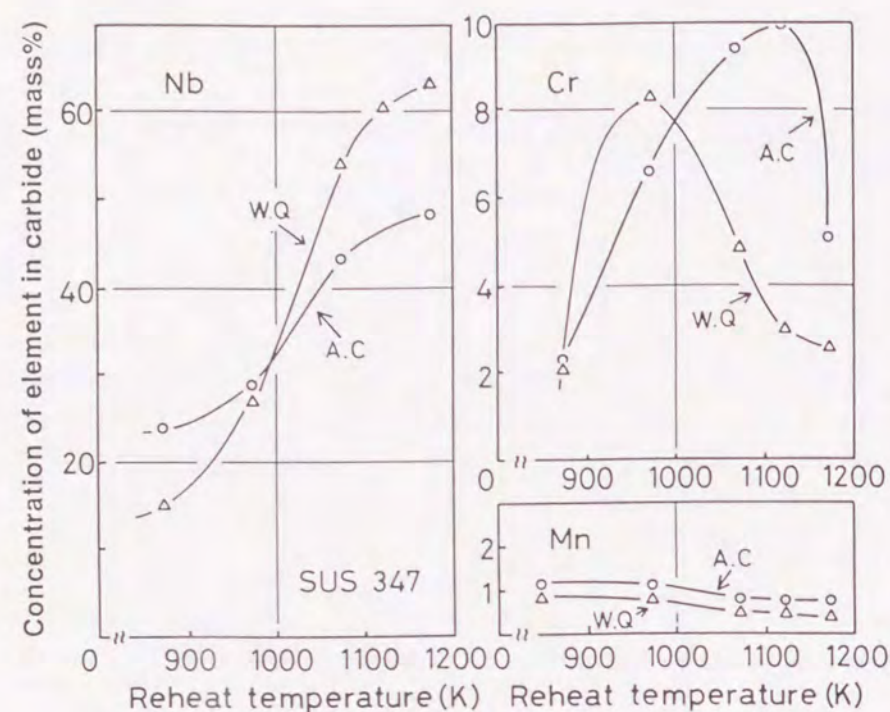


Fig.6-11 Relation between the concentration of each alloying element in carbides and the reheat temperature on SUS347 steel

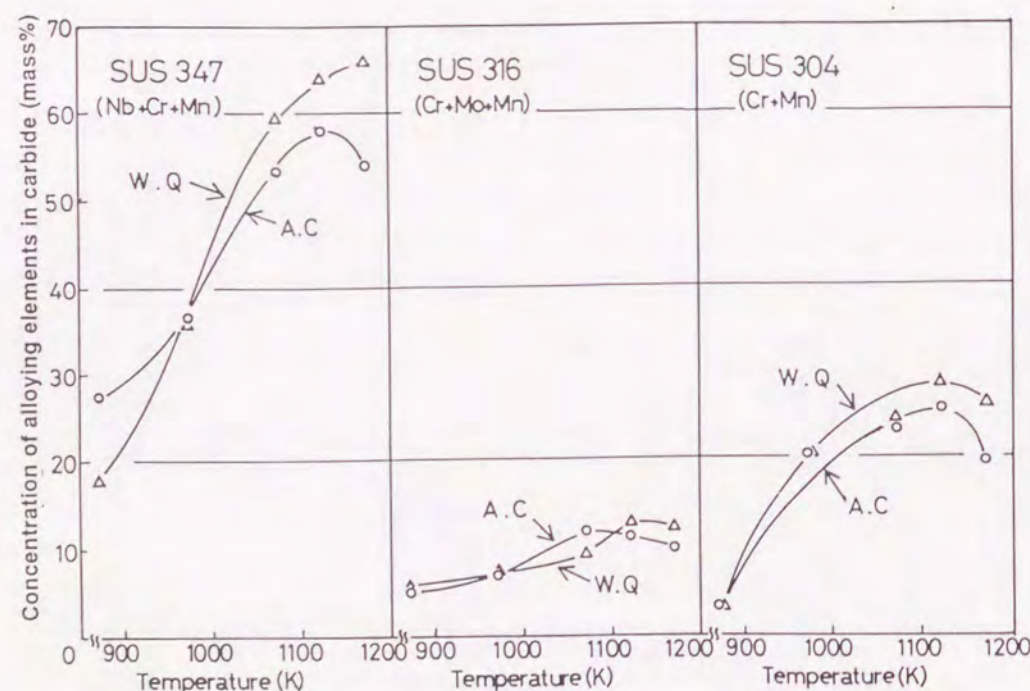


Fig.6-12 Relation between the concentration of total alloying elements (Nb+Cr+Mo+Mn) in carbides and the reheat temperature on 3 type stainless steels

6.4 マトリックス合金元素濃度の応力緩和挙動への影響

6.3で定量した炭化物の合金元素濃度より、6.2実験方法で示した(A)式を用いてマトリックス中の合金元素の固溶量(M値)を算出した。

Fig.6-13はH.T80(A)について得られた結果である。受入材での各合金元素量を100%とした。その結果、MnおよびCrはいずれもマトリックス中に95%以上含有されておりほとんど減少していない。一方、MoおよびVは各々最大85%と71%(いずれもW.Q材)と大幅な減少を示した。また、A.C材とW.Q材の比較でもMoとVは再熱温度上昇に伴いマトリックス中の合金濃度の差が拡大するのに対して、MnおよびCrはほとんど差が見られない。これより本実験で用いた高張力鋼では応力緩和挙動に影響するマトリックス中の合金元素のうち、特にMoとVの固溶ならびに炭化物としての析出挙動が大きな影響をもつことが推察される。

Fig.6-14は(Mo+V)のマトリックス中での減少量を示す。H.T80(A)ではA.C材とW.Q材の差が明瞭である。一方、H.T100でも同様の傾向であるが、両処理材による差はH.T80(A)ほど大きくない。また、第4章でのFig.4-2およびFig.4-3での三点曲げ応力緩和試験での773~873Kでの変位量の変化とM値の変化はよく対応し、従来より固溶強化元素として知られているMoおよびV⁹⁾のマトリックス合金濃度の変化で応力緩和挙動の相違は説明できると考えられる。

すなわち、H.T80(A)において割れ感受性の高いA.C材では(Mo+V)のマトリックス中の濃度が再熱過程高温域で約90%と高く応力緩和挙動の改善にはあまり効果がないのに対して、W.Q材では同濃度が83%程度まで減少している。このことはMoとVによるマトリックスの固溶強化作用がA.C材に比べて弱くなり、その結果、再熱過程での変位量が多くなり割れ感受性も低くなったと考えられた。一方、H.T100ではH.T80(A)と同様の傾向をもつものの両処理材のマトリックス中の合金濃度の差が最大約4%とH.T80(A)に比べて少なく、かつ材料自身の高温強度も高いため、割れ発生限界応力も高い。その結果、割れ感受性は相対的に低くなったと考えられた。

Table 6-1はH.T80(A)の再熱過程での炭化物をX線回折で同定した結果を示す。A.C材については再熱処理温度にかかわらず、本実験においては全て M_3C 系炭化物の回折線しか得られなかった。W.Q材では873Kのものから M_3C とともに M_2C 炭化物の析出が認められた。これよりA.C材とW.Q材では炭化物の種類も異なることがわかった。なお、MoおよびVが析出して作る炭化物は M_2C と考えられるが¹⁰⁾、 M_3C と M_2C 中の各々の合金元素の定量は両炭化物の分離が

困難であること、いずれの炭化物も複雑な合金組成を持つことなどにより、 M_2C 中のMoおよびVの定量はできなかった。そのため全炭化物での定量結果で比較した。

Fig. 6-15は11/4Cr-1/2Mo鋼のマトリックス中の合金元素の固溶量(M値)を示す。その結果、a)のCrはA.C材で88%、W.Q材で81%と大幅に減少する傾向があった。一方、MnもCrと同様に両処理材による差は認められたが、b)のMoは873K以上ではほとんど減少せず両処理材の差も1~2%と少ないものであった。Cr-Mo鋼では唯一再熱割れが起こったこの材料でもMoの固溶量の差による挙動でなく、固溶強化作用の比較的小さいCr系の固溶量の差によるものであったため、再熱割れ感受性は高張力鋼(Mo+Vの固溶量の差)に比べて低いものになったと考えられた。

Fig. 6-16は同様に(Cr+Mo+Mn)のマトリックス中の固溶量を示す。11/4Cr-1/2Mo鋼は両処理材での差は認められるが、他の2鋼種は炭化物中の合金元素濃度の変化(Fig. 6-9)と同様にほとんど差がなく、マトリックス中での固溶量も90%以上と高いものであった。これより3鋼種における両処理材の応力緩和挙動の相違もしくは同一傾向はマトリックス中の合金元素の濃度の差に対応していることが高張力鋼と同様に判明した。このようにHAZ組織の相違があっても、マトリックス中の合金濃度に差がない鋼種は固溶析出現象による応力緩和への影響はほとんどない(Fig. 4-11参照)。

次に炭化物の同定を行ったのがTable 6-2である。いずれの材質、処理でも M_3C が析出しており、21/4Cr-1Mo鋼の973Kと5Cr-1/2Mo鋼では、Cr含有量がよりリッチな M_7C_3 の存在も確認した。しかし、高張力鋼に現れた M_2C の存在は同定できなかった。これは本研究では再熱処理過程における炭化物の同定のため、長時間同一温度で熱処理した炭化物⁵⁾に比べて量が少ない、もしくは結晶構造をもつにいたらないためと思われる。しかし、これらを含めた炭化物中のMo量は定量しており、本研究で用いたCr-Mo鋼の場合、873~973KではMoは新たに析出することもなく、むしろCrの析出によるマトリックスでの固溶強化の差が応力緩和の差として表れる形態となっていた。

Fig. 6-17はSUS347のマトリックス中のNbの固溶量を示す。Nbは炭化物生成傾向が他の添加元素(Cr, Mn)に比べて著しく高く、マトリックス中の残留Nbは最小で約20%(W.Q材)および65%(A.C材)とかなり減少した。しかし、Cr-Mo鋼のように応力緩和挙動を支配するCrのマトリックス合金濃度はA.C材およびW.Qとも99%以上となっており、Fig. 6-14およびFig. 6-16で示したような合金濃度の減少曲線はSUS347では(Nb+Cr+Mn)のマトリックスの固溶量で比較した場合、主たる合金元素がCr(17.61mass%)のため、A.C材、W.Q材の

固溶量の差はほとんどなかった。このようにマトリックス中の合金元素濃度がトータル量としてほとんど差がない場合、応力緩和挙動にも再現溶接熱サイクル時の冷却速度の影響はほとんど受けないことが判明した。また、マトリックス中の合金濃度で整理することにより、炭化物析出量より応力緩和挙動の相違または同一等の説明がいずれの条件でも可能なことが判明した。

一方、Fig. 6-17の右表はオーステナイト系ステンレス鋼の炭化物のX線回折による同定結果である。SUS347はA.C材およびW.Q材とも全温度領域でNb(C, N)が同定され、A.C材の1173Kでは若干の $M_{23}C_6$ が同定された。一方、SUS316、SUS304はいずれも $M_{23}C_6$ が析出していた。再熱割れ感受性が高いSUS347はNb(C, N)の析出により、再熱過程での粒内界で相対強度の差が起こり、割れが発生したと考えられる。しかし、冷却速度の相違による割れ感受性の差、すなわち応力緩和挙動への影響はマトリックス中の合金濃度差がほとんどないため、明瞭な差としては表れなかった。

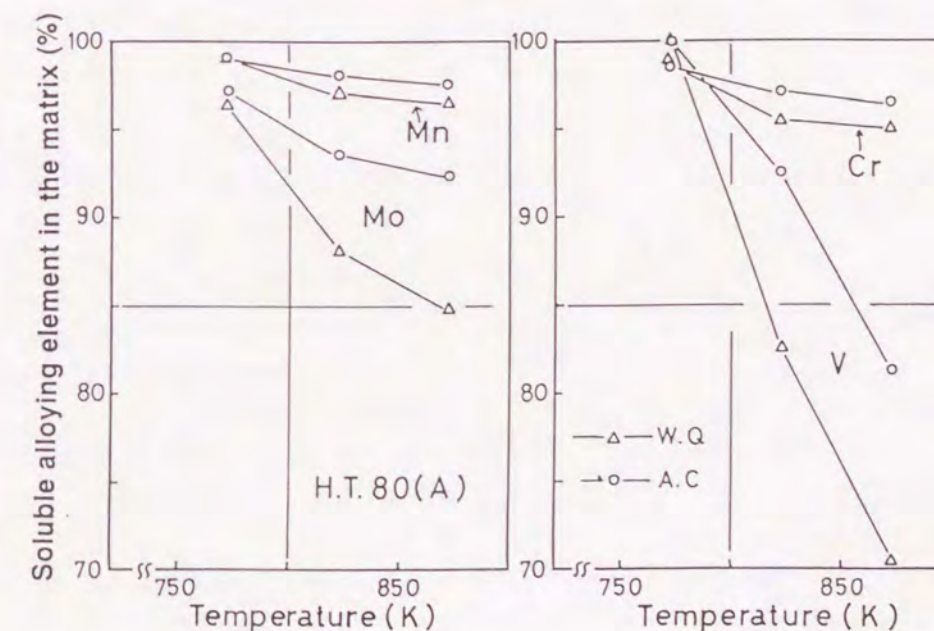


Fig. 6-13 Relation between the amount of soluble alloying element in the matrix (M value) and the reheat temperature on H.T.80(A) steel

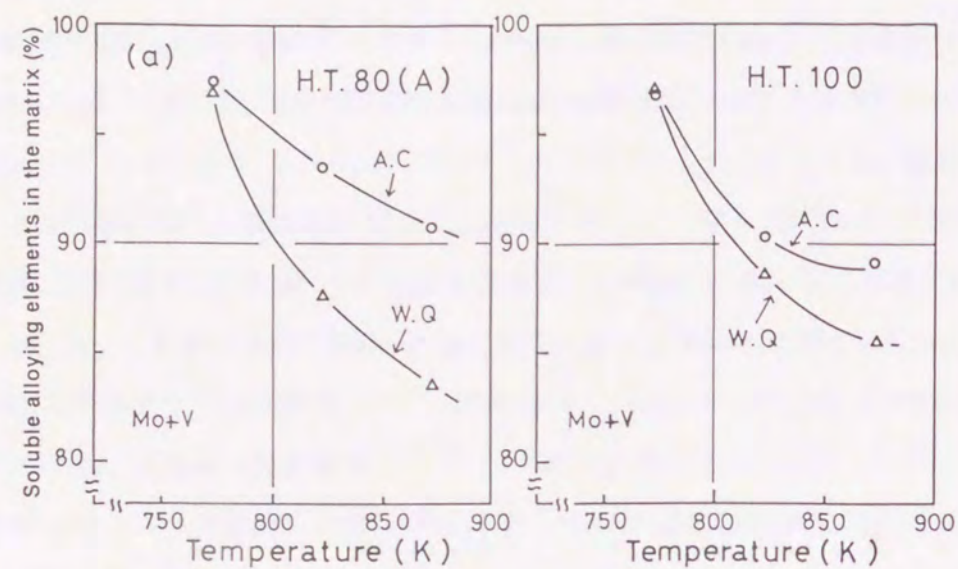


Fig. 6-14 Change of the amount of soluble alloying elements (Mo+V) in the matrix during the reheat treatment on 2 type High Tensile steels

Table 6-1 Type of carbides produced during the reheat treatment of H.T80(A) steel

	773K	823K	873K	Holding 7.2Ks at 873K
A.C	M_3C	M_3C	M_3C	M_3C
W.Q	M_3C	M_3C	M_3C+M_2C	M_3C+M_2C

$M_3C \cdots (Fe, Cr, Mo)_3C$
 $M_2C \cdots (Mo, Fe, Cr)_2C$

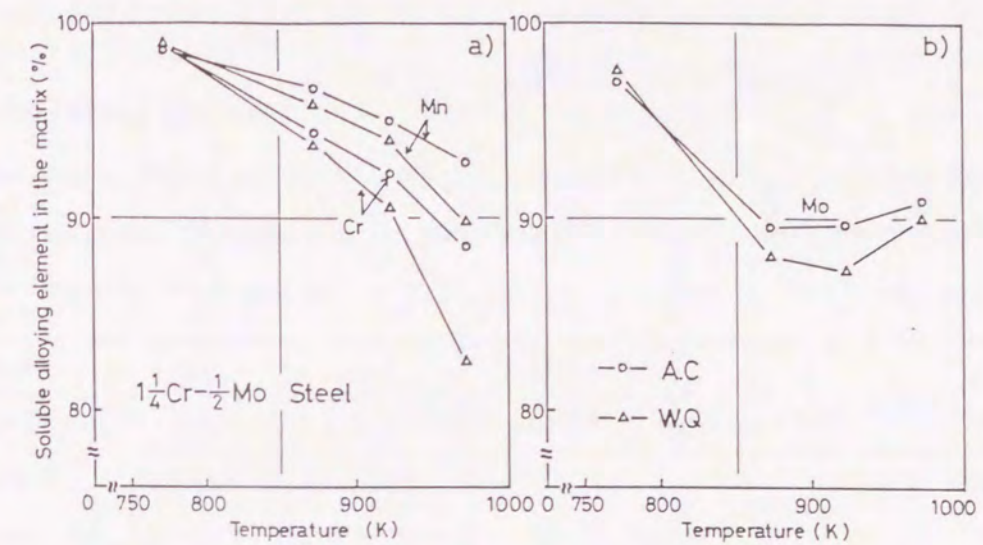


Fig. 6-15 Relation between the amount of soluble alloying element in the matrix (M value) and the reheat temperature on 1 1/4Cr-1/2Mo steel

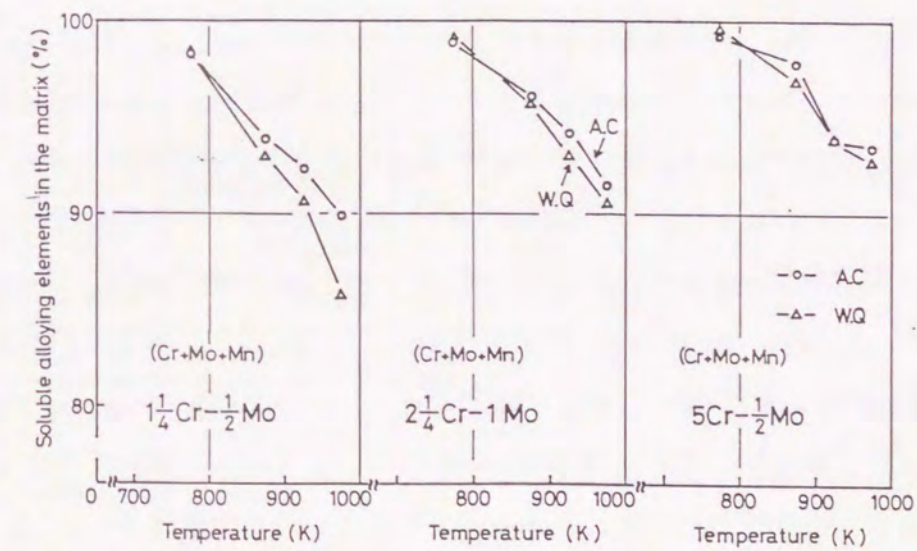
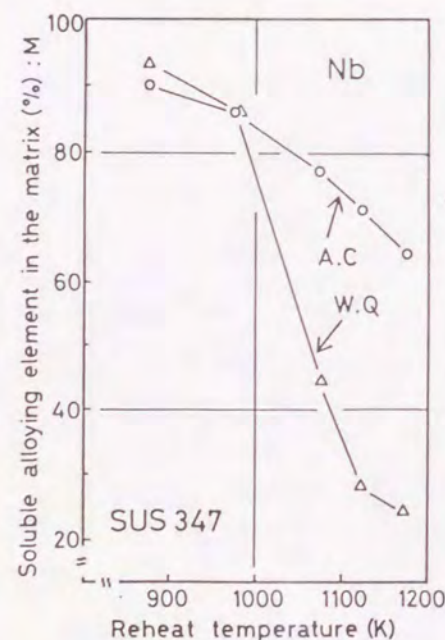


Fig. 6-16 Change of the amount of soluble alloying elements (Cr+Mo+Mn) in the matrix (M value) during the reheat treatment on 3 type Cr-Mo steels

Table 6-2 Type of carbides produced during the reheat treatment of 3 type Cr-Mo steels

	heat treatment	873 K	923 K	973 K
1 1/4Cr-1/2Mo	A.C	M ₃ C	M ₃ C	M ₃ C
	W.Q	M ₃ C	M ₃ C	M ₃ C
2 1/4Cr-1Mo	A.C	M ₃ C	M ₃ C	M ₃ C
	W.Q	M ₃ C	M ₃ C	M ₃ C+M ₇ C ₃
5Cr-1/2Mo	A.C	M ₃ C	M ₃ C+M ₇ C ₃	M ₇ C ₃
	W.Q	M ₃ C+M ₇ C ₃	M ₃ C+M ₇ C ₃	M ₇ C ₃

M₃C; (Fe,Cr,Mo)₃C
M₇C₃; (Cr,Fe,Mo)₇C₃



		973K	1073K	1173K
SUS347	A.C	Nb(C, N) (m)	Nb(C, N) (m)	Nb(C, N) (m) M ₂₃ C ₆ (vw)
	W.Q	Nb(C, N) (vw)	Nb(C, N) (s)	Nb(C, N) (s)
SUS316	A.C	—	—	M ₂₃ C ₆ (vw)
	W.Q	—	M ₂₃ C ₆ (vw)	M ₂₃ C ₆ (m)
SUS304	A.C	—	M ₂₃ C ₆ (s)	M ₂₃ C ₆ (m)
	W.Q	—	M ₂₃ C ₆ (s)	M ₂₃ C ₆ (m)

s;strong w;weak
m;medium vw;very weak

Fig.6-17 Relation between the amount of Nb in the matrix (M value) and the reheat temperature on SUS347 steel, and type of carbides of 3 Austenite type stainless steels

6.5 粒界不純物元素の影響

再熱割れは典型的粒界割れであることから、割れ発生の原因として考えられている粒界での不純物元素の影響についてオージェ電子分光分析 (AES)をおこない、表面に存在するS、O、Sn等について分析をおこなった。特に従来の報告^{10, 11)}によると、再熱割れ破面の偏析元素にはSがあり、SはMnSのような化合物ではなく、固溶Sの偏析が特徴としてあげられている。一方、P、Sb、Snは再熱割れ感受性には鈍感とされている。そこでS分析を中心に検討した。

Fig.6-18はH.T80 (A) について各元素濃度 (at%) を縦軸に、スパッタリング時間を横軸にして整理したものである。O (酸素) はFe濃度と対応しており、表面が清浄化された約300sのスパッタリングではほぼ0になっている。一方、S (硫黄) はスパッタリング時間が少ない領域でA.C材が約1.5at%、W.Q材が約1.0at%と若干差があるようであるが、清浄化された表面からのSは影響を与えるほどの相違はなかった。

Fig.6-19は1 1/4Cr-1/2Mo鋼の同様のデータである。OはA.C材にかなり残存しており、かなりの領域が酸化されていた。Snの両処理材の粒界濃度差は1.5~2倍異なり、SもW.Q材は60sで0になるのに対し、A.C材は1~2%と明瞭な差として表れた。しかし、この試料の場合、A.C材のO (酸素) の偏析が900sまで存在しており、酸化物によるものか、硫化物もしくは固溶Sによるものかは判別できなかった。今後、実験方法も含め詳細な検討が必要と思われるが、1 1/4Cr-1/2Mo鋼の場合、Sの偏析傾向が若干表れているように考えられた。

Fig.6-20はSUS347のオージェ分析データである。これも再熱割れ破面に偏析しやすいS、Snの濃度では若干差があるが、Snの場合、W.Q材の方がA.C材に比べて高いのに対し、Sの場合は全く逆のパターンになっている。これはSUS347の場合、再熱割れは1000~1173Kでの割れであり、真空下で実験しているもののCr-Mo鋼と同様にOの濃度で見るとかなり表面にはOが濃化しており、Oの影響があるこの領域を除くと各元素とも両処理による濃度差はほとんどないと考えられた。

この結果、6.4で述べたマトリックス合金元素濃度の変化に比べるとその影響はかなり低いものと考えられた。すなわち、両処理による粒界不純物元素の再熱割れに対する影響は無視できないが軽微なものである。

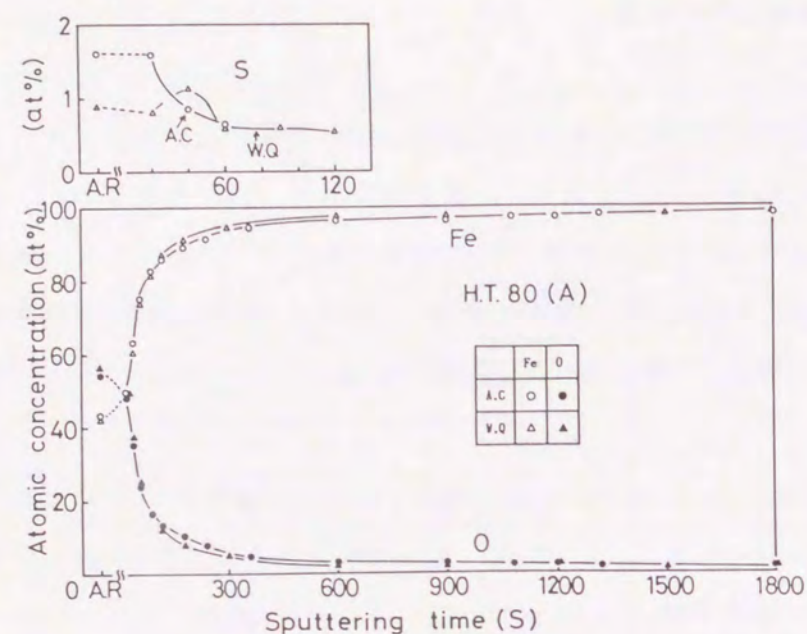


Fig.6-18 Relation between the atomic concentration of each element and the sputtering time of H.T80(A) steel obtained by AES method

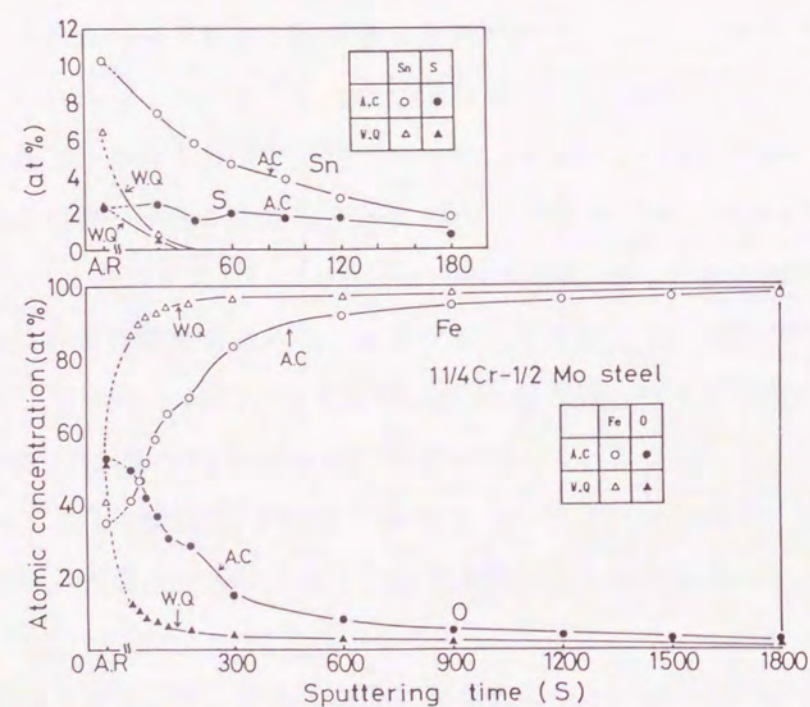


Fig.6-19 Relation between the atomic concentration of each element and the sputtering time of 11/4Cr-1/2Mo steel obtained by AES method

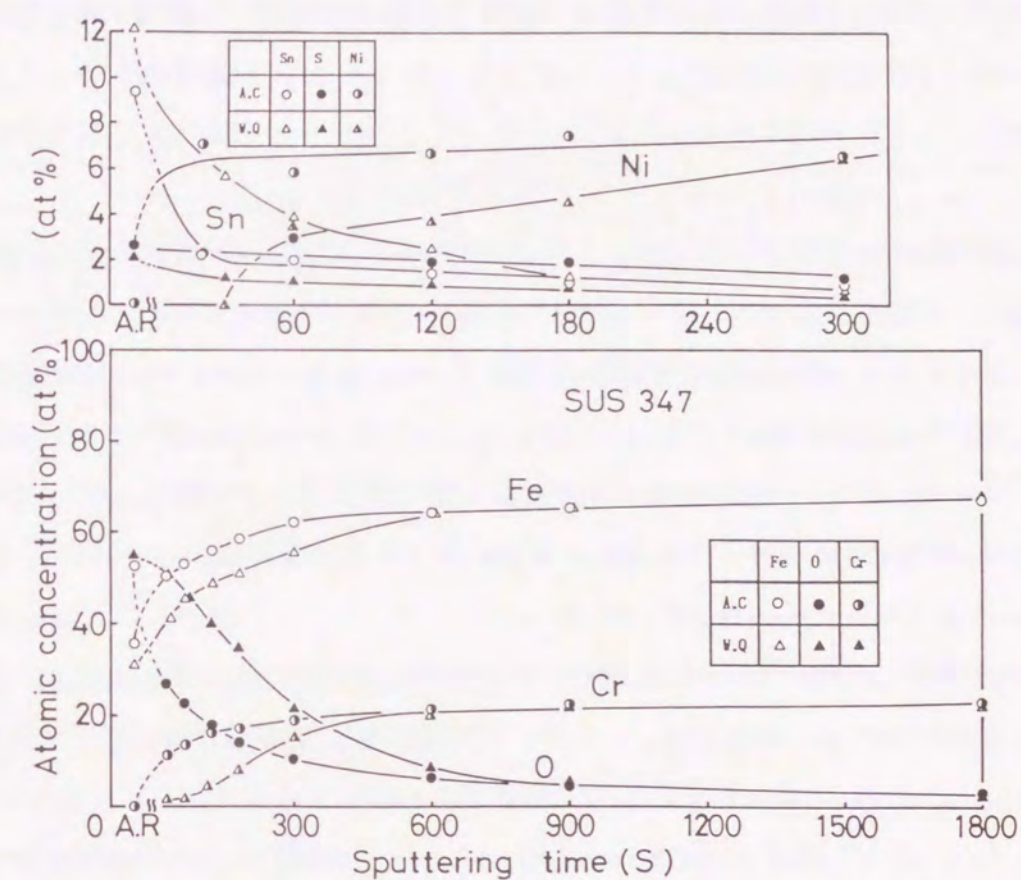


Fig.6-20 Relation between the atomic concentration of each element and the sputtering time of SUS347 steel obtained by AES method

6.6 結 言

HAZ組織の相違による再熱過程の応力緩和挙動に及ぼす金属組織学的因子のうち、残留オーステナイトの分解、炭化物の析出、特に合金炭化物の析出量および炭化物中の合金元素濃度の影響およびそれに伴うマトリックス中の合金元素濃度の減少挙動、さらに再熱割れが典型的粒界割れであることからの粒界不純物の影響について、再熱割れ感受性の高い高張力鋼2種類、Cr-Mo鋼3種類およびオーステナイト系ステンレス鋼3種類について詳細に検討した結果、以下の結論を得た。

- 1) 再熱過程での残留オーステナイト(R.A)の分解による応力緩和挙動への影響をDTAを用いて検討した結果、H.T80 (A)でR.Aは553~653Kで分解を終了していることが判明した。このR.Aの分解温度範囲は応力緩和挙動の遅延と対応したが、割れ感受性に対してはその温度領域が低く、かつ量に関係なくベイナイト組織では割れが発生した。従って、R.Aの分解はほとんど割れ感受性に影響を及ぼさない。一方、Cr-Mo鋼ではR.Aの量が少なく、H.T80 (A)と同様にほとんど影響がなかった。
- 2) 再熱過程での材料の応力緩和量および変位量に及ぼす析出炭化物の種類、量および炭化物中の合金元素濃度変化について検討した結果、高張力鋼では析出炭化物量の差より、むしろ炭化物中の合金元素濃度の影響が大きかった。すなわち、W.Q材(ラスマルテンサイト組織)は、A.C材(ベイナイト組織)に比べて合金元素(Cr, Mn, MoおよびV)の析出量が多く、特にMoとVに両処理の影響が明瞭であった。また、これらの傾向はH.T80 (A)の方がH.T100に比べて大きく表れた。一方、Cr-Mo鋼では析出炭化物中の合金元素であるCrの挙動が応力緩和挙動を支配しており、高張力鋼のようなMoの影響は少ないものであった。このことより、再熱割れ感受性は低い結果となっている。オーステナイト系ステンレス鋼のうち、Nbを含有するSUS347は析出炭化物中の合金元素のうちNbがW.Q材で63mass%、A.C材でも48mass%と主成分となっていた。Crは最大10mass%であり、この場合Nb炭化物の析出挙動が応力緩和挙動、すなわち再熱割れ感受性に大きな影響を与えているが、両処理による影響はほとんどない。

- 3) 一方、析出炭化物の再熱過程での析出強化作用はベイナイト組織の割れ感受性が高いことから考えると、さほど大きくないと考えられ、マトリックスの応力緩和挙動に影響するものとして、マトリックス中の合金元素濃度の低下が、より影響が強いと考え検討した。その結果、高張力鋼の(Mo+V)のマトリックス中の濃度変化は応力緩和挙動とよく対応し、マトリックス中の合金濃度の定量により割れ感受性の評価ができた。Cr-Mo鋼は同様に(Cr+Mn)により評価が可能であり、オーステナイト系ステンレス鋼はSUS347では(Nb)であり、SUS316、SUS304は(Cr)により両処理の応力緩和挙動の評価ができた。
- 4) すなわち、両処理材の再熱割れ感受性に差をもたらす原因として再熱過程の応力緩和挙動の相違があり、またこの相違はマトリックス中の合金元素濃度の変化に対応していた。すなわち、合金元素の固溶析出現象がミクロ組織により異なり、マトリックス中に合金元素が多く固溶している組織(A.C材)は割れ感受性が高く、逆に析出しやすい組織(W.Q材)は低い結果となった。高張力鋼はマトリックス中の合金元素のうち、(Mo+V)濃度の減少量と応力緩和挙動がよく対応し、Cr-Mo鋼はCr濃度の変化と同様によく対応したが、ステンレス鋼ではNb濃度の減少が著しいものの、Cr、Niを多量に含む高合金鋼のためマトリックス中のトータル減少量は両処理材でほとんど差がなく、同一の応力緩和挙動を示した。
- 5) 再熱割れ破面の粒界での不純物元素の偏析傾向を調べた結果、高張力鋼およびステンレス鋼ともA.C処理、W.Q処理によるS、Snの濃度の差はほとんどなく、4)で述べたマトリックス中の合金元素濃度に比較すると、割れ感受性に与える影響は少ない。一方、Cr-Mo鋼ではSn、Sとも1~2倍程度A.C材の方が多く偏析する傾向が得られたが、0の偏析の影響もあり、また従来の報告に比べると偏析傾向も両処理による差が少なく、やはり支配的因子とは考えにくいことがわかった。

参考文献

- 1) 井川, 中尾, 中村: 溶接学会誌, 49-2 (1980), 136-142
- 2) C.A.Hippesley, J.F.Knott, B.C.Edwards: Acta Metallurgica, 28 (1980), 869-889
- 3) 黒澤, 田口, 谷野: 日本金属学会会報, 20-15 (1981), 377-384
- 4) 鉄及び鋼の原子吸光分析方法: JIS-G-1257-1983
- 5) 玉置, 鈴木, 中世古: 溶接学会誌, 52-2 (1983) 132-140
- 6) 玉置, 鈴木: 溶接学会論文集, 2-3 (1984), 475-482
- 7) 長谷川正義: ステンレス鋼便覧, 日刊工業新聞社 (1973)
- 8) 幸田成康: 合金の析出, 丸善 (1972), 11
- 9) 田村今男: 鉄鋼材料強度学, 日刊工業新聞社, 106
- 10) 渡辺, 山本: 鉄と鋼, 62 (1976), S373
- 11) 鎌田 仁: 最新の鉄鋼状態分析, アグネ (1979), 202-209

第7章 再熱割れ感受性の評価方法の提案

7.1 緒言

鋼溶接熱影響部 (HAZ) 組織の相違による再熱割れ感受性に及ぼす影響について第2章から第6章まで各因子について詳細に検討してきた。その結果、HAZ組織の相違により再熱割れ感受性は異なること、また、割れ感受性の差をもたらす原因として再熱過程 (特に高温域) の応力緩和挙動にHAZ組織により相違があり、この相違はHAZ組織中の炭化物析出挙動より、むしろ炭化物が析出した後のマトリックス中の合金元素濃度の減少量とよく対応していた。すなわち、再熱過程での合金元素のマトリックス中への固溶または炭化物として析出する現象 (ここでは便宜上、固溶析出現象と記す) はHAZ組織により異なり、再現溶接熱サイクル処理でベイナイト組織 (A.C材) の試料は冷却過程で既に鉄系の炭化物を多く析出しており、再熱過程で新たに析出する合金炭化物は少なく、その結果、マトリックス中に合金元素を多く固溶するため、固溶強化作用の影響によりマトリックスの塑性変形能が比較的 low、応力緩和が充分でなく割れ感受性が高くなった。一方、再現溶接熱サイクル処理でラスマルテンサイト組織 (W.Q材) の試料は過飽和に炭素を固溶しており、再熱過程で析出する鉄系および合金系炭化物が多く、マトリックス中からの合金元素を比較的多く析出するため固溶強化作用が低くなり、変形能も前者より多く応力緩和しやすく、結果的に割れ感受性も低くなると考察した。

しかし、このメカニズムは合金元素 (主としてCr、Mo、VおよびNb等) を含むフェライト系鋼に限られており、同様なHAZ組織を持つ炭素鋼やTMCP鋼では合金元素がないためマトリックスでの強化作用はほとんどなく、応力緩和挙動は合金鋼と同じように鉄系炭化物の析出があるため両処理の相違による挙動は似てはいるものの、割れ発生には至らなかった。また、オーステナイト系ステンレス鋼についても冷却速度によるHAZ組織の相違がないため、割れ感受性に与える影響は明瞭でなかった。

そこで本章では、本論文で用いた全鋼種に適用させ得るメカニズムについて考察を加えた。初めに合金炭化物の析出形態、サイトについてSEM観察およびEDSにより分析した後、各HAZ組織におけるメカニズムを検討し、それより再熱割れ感受性の評価方法を提案した。さらにこの方法を用いて割れ防止法についても検討した。

7.2 析出炭化物の種類と形態

Fig. 7-1は炭化物の析出形態についてSPEED法により500Cの条件で腐食し、表面をSEMにより観察したものである。H.T80 (A)の(a)はA.C材のものであり、2~5 μ mの棒状、塊状の炭化物が粒内、粒界に析出している。これは M_3C 炭化物と考えられた。(b)はW.Q材のものでA.C材と同様に M_3C 炭化物と共に微細に析出した0.2~0.5 μ m程度の M_2C 炭化物が多数観察された。再熱過程における応力緩和挙動の差に及ぼす析出炭化物の影響は言い換えればマトリックス中の合金元素濃度の影響を意味しており、この M_2C の析出によりW.Q材は再熱過程高温域での応力緩和挙動を良好にしている原因となっている。一方、A.C材にはこの M_2C がほとんどなく、 M_3C の凝集、粗大化が主である。その結果、粒内強度に強い影響をもつマトリックス中の合金濃度の低下は少なく、W.Q材に比べて変形能が不足したものと考えられた。一方、H.T100においても同様に M_3C および M_2C 炭化物が析出しているが、H.T80 (A)に比べるとより M_3C は粗大化しており量も多い。第6章のFig. 6-6で示したように炭化物中の合金元素濃度も2~3%と差が少なく、A.C材およびW.Q材の応力緩和挙動はH.T80 (A)に比べるといずれも良好であり、割れ感受性も低かった。

Fig. 7-2は11/4Cr-1/2Mo鋼のSPEED法エッチングによる炭化物の析出形態をSEMで観察したものである。A.C材で観察される炭化物もW.Q材で観察される炭化物も同定すると同一で M_3C 炭化物であった(Table 6-2参照)。但し、再現溶接熱サイクルの冷却過程での炭化物(主としてA.C材)と再熱過程での炭化物(主としてW.Q材)の相違により、棒状もしくは微細な球状の炭化物の形態に分かれていた。これらの形態の相違は炭化物中のCr濃度に影響した。すなわち、再熱過程で析出した微細な球状炭化物のCr濃度は高く、マトリックス中の合金元素濃度に影響し、そのまま高張力鋼と同様に応力緩和挙動を支配していた。

Fig. 7-3は応力緩和挙動の良好な、すなわち割れ感受性の低い5Cr-1/2Mo鋼のA.C材の再熱過程773、873および973KでのSEM写真とエネルギー分散型X線分析(EDS)による結果を示す。973Kにおける球状の炭化物を分析した結果、Crリッチな炭化物であることがわかり、同定の結果 M_7C_3 であることが判明した。このようなCrリッチ炭化物の析出傾向はW.Q材の場合は球状炭化物が多いためさらに著しいものであった。また、これらの炭化物は粒内、粒界いずれのサイトにも存在しており、特に粒界等に偏析する傾向は認められなかった。

Fig. 7-4は オーステナイト系ステンレス鋼の中で唯一再熱割れの発生したSUS347の再熱処理温度1073Kでの炭化物析出形態を示す。深くエッチングされた粒界および粒内に球状、

棒状の炭化物が観察された。X線回折による同定の結果、いずれもNb(C,N)であるが、W.Q材の方がA.C材に比べて多く析出する(特に粒内)傾向が認められた。

Fig. 7-5はSUS347のA.C材の粒界近傍の炭化物をEDSにより定性分析したものである。粒界に存在する棒状もしくは塊状の炭化物はCrを多く含んだ $M_{23}C_6$ 系の炭化物であったが、粒内に1~2 μ mの大きさで存在する球状の炭化物は、Nbが主のNb(C,N)であることが判明した。このNb(C,N)はW.Q材にはFig. 7-4に示すようにさらに多く存在しており、これらの量比および粒界のCr系炭化物の析出により割れ発生が起こったが、マトリックス合金元素濃度はNbを除きA.C材、W.Q材でほとんど差がなく両処理による割れ感受性の差は組織が同一のためほとんどなかった。

Fig. 7-6は炭素鋼の中で一番炭素量の高いS50Cの973Kでの炭化物析出形態を示す。再現溶接熱サイクル時でA.C材はフェライト+パーライト組織、W.Q材はレンズマルテンサイト組織となっていた。析出炭化物は合金添加元素がないためいずれもセメンタイト(Fe_3C)であるが、A.C材は他鋼種と同様に棒状で比較的大きい炭化物と微細な球状の炭化物が観察される。一方、W.Q材では比較的大きな球状の炭化物が観察された。棒状の炭化物は冷却過程で析出したもので、球状炭化物は再熱過程で析出した炭化物であった。この析出形態の差により、再熱割れは発生しないものの、応力緩和挙動には明瞭な相違をもたらした(Fig. 5-13参照)。

Fig. 7-7はTMCP鋼の再現溶接熱サイクル処理中の1073~773Kまでの冷却時間1s(ラスマルテンサイト組織)、20s(ベイナイト組織)および50s(初析フェライト+ベイニティックフェライト組織)の粒界近傍における炭化物の析出形態を示す。この炭化物も全て Fe_3C であるが、応力緩和挙動の最も悪いベイナイト組織は粒界近傍に微細な球状炭化物が析出しており、それを囲うように棒状セメンタイトが存在している。1sのラスマルテンサイト組織のものは非常に微細な球状炭化物を粒内界に均一に析出している。一方、50sのフェライト系組織のものはほとんどが冷却過程で析出したためか粒界での炭化物は見られず、フェライト化している。このようにHAZ組織による炭化物析出形態にはいずれの鋼種でも明瞭な差が認められた。

すなわち、炭化物の種類が同一でも再現溶接熱サイクル処理の冷却過程で析出した炭化物と再熱処理過程で新たに析出した炭化物では明らかにその形態が異なり、その析出状況により応力緩和挙動に強く影響が表れた。一方、再熱割れ感受性の高い高張力鋼、Cr-Mo鋼、SUS347の場合は再熱過程で新たに析出する炭化物は合金炭化物(M_2C 、 M_3C 、 M_7C_3 、 $M_{23}C_6$ お

よびNb(C,N)等)が主となり、形態としては炭素鋼と同一で微細な球状炭化物となった。しかし、これら割れ感受性の高い鋼の場合、マトリックス中の合金元素濃度の変化が大きく、その差により応力緩和挙動も大幅に影響を受けるものと考えられた。炭化物の析出サイトは粒内、粒界ほぼ均一に存在しており、特に粒内への優先析出による粒内強化作用による相対的な粒界強度低下が起こることは考えにくいものであった。

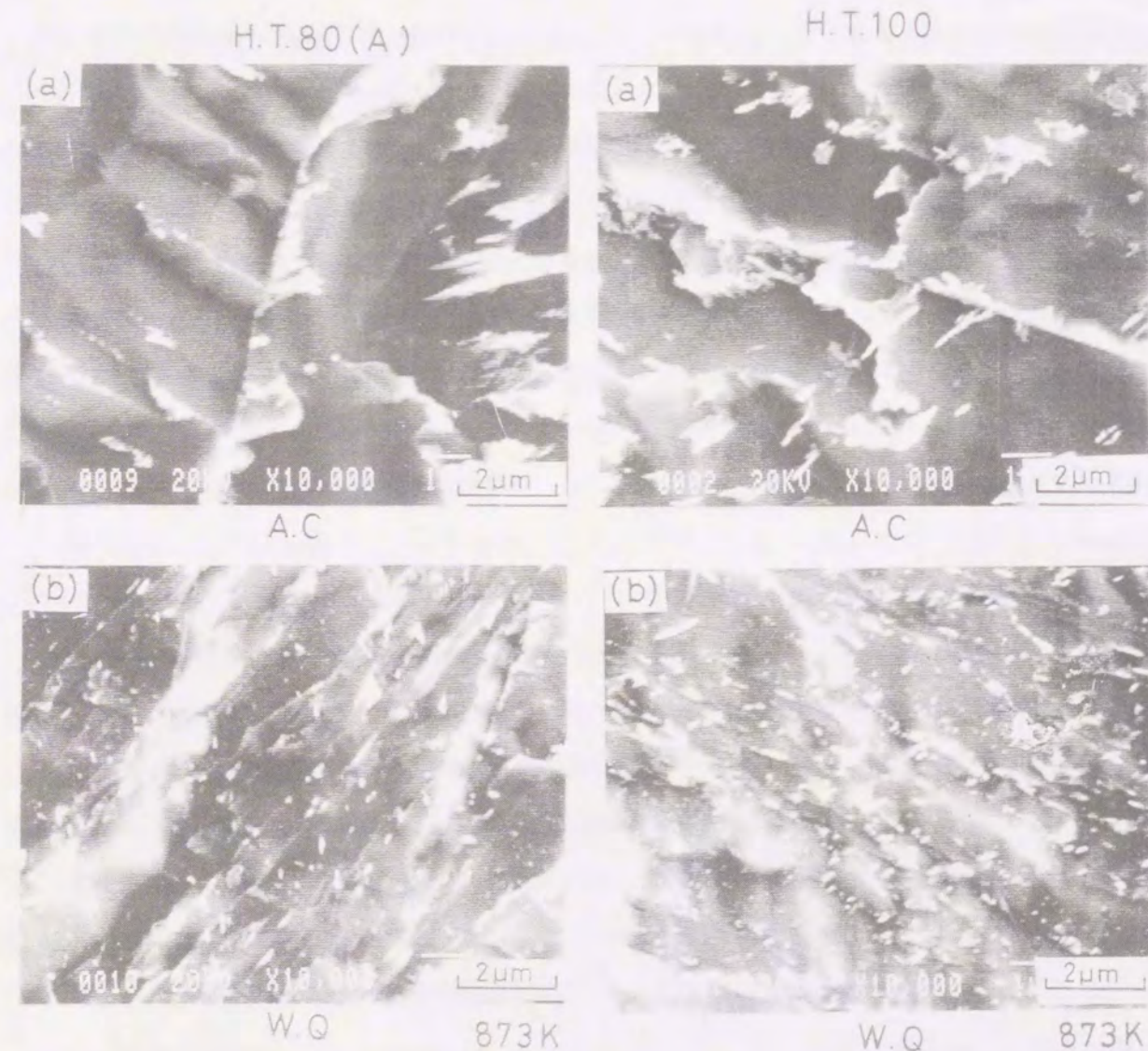


Fig.7-1 Scanning electron micrographs of carbides on 2 type High Tensile steels etched by SPEED method (holding 0.3ks at 873K)

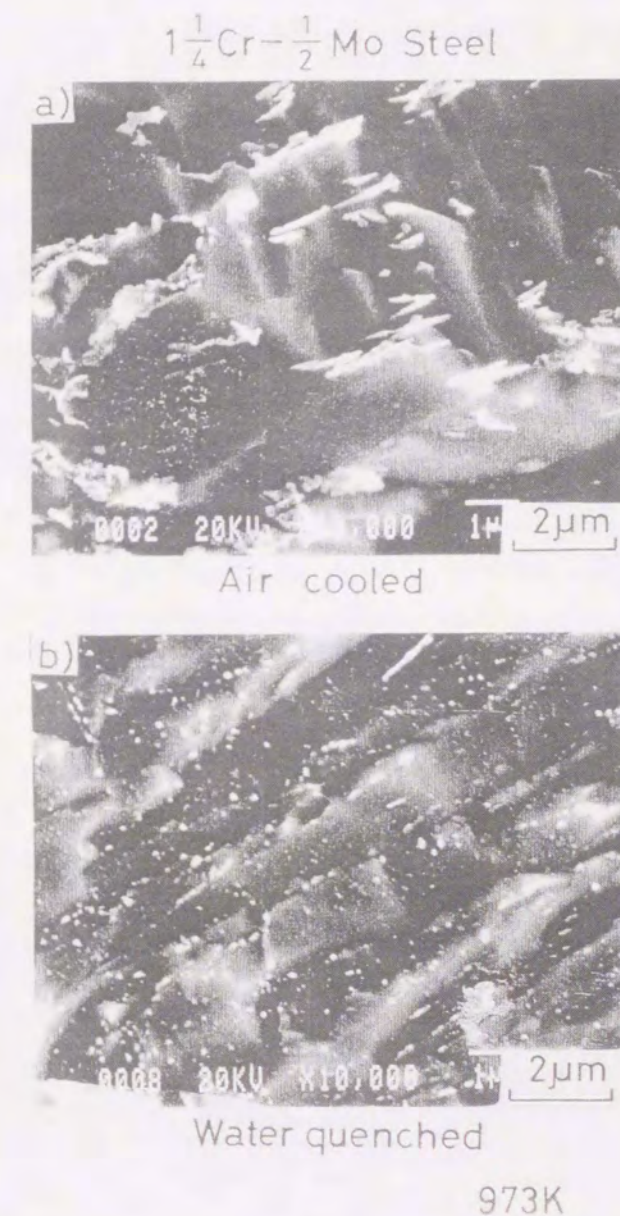


Fig.7-2 Scanning electron micrographs of carbides at 973K on 11/4Cr-1/2Mo steel etched by SPEED method

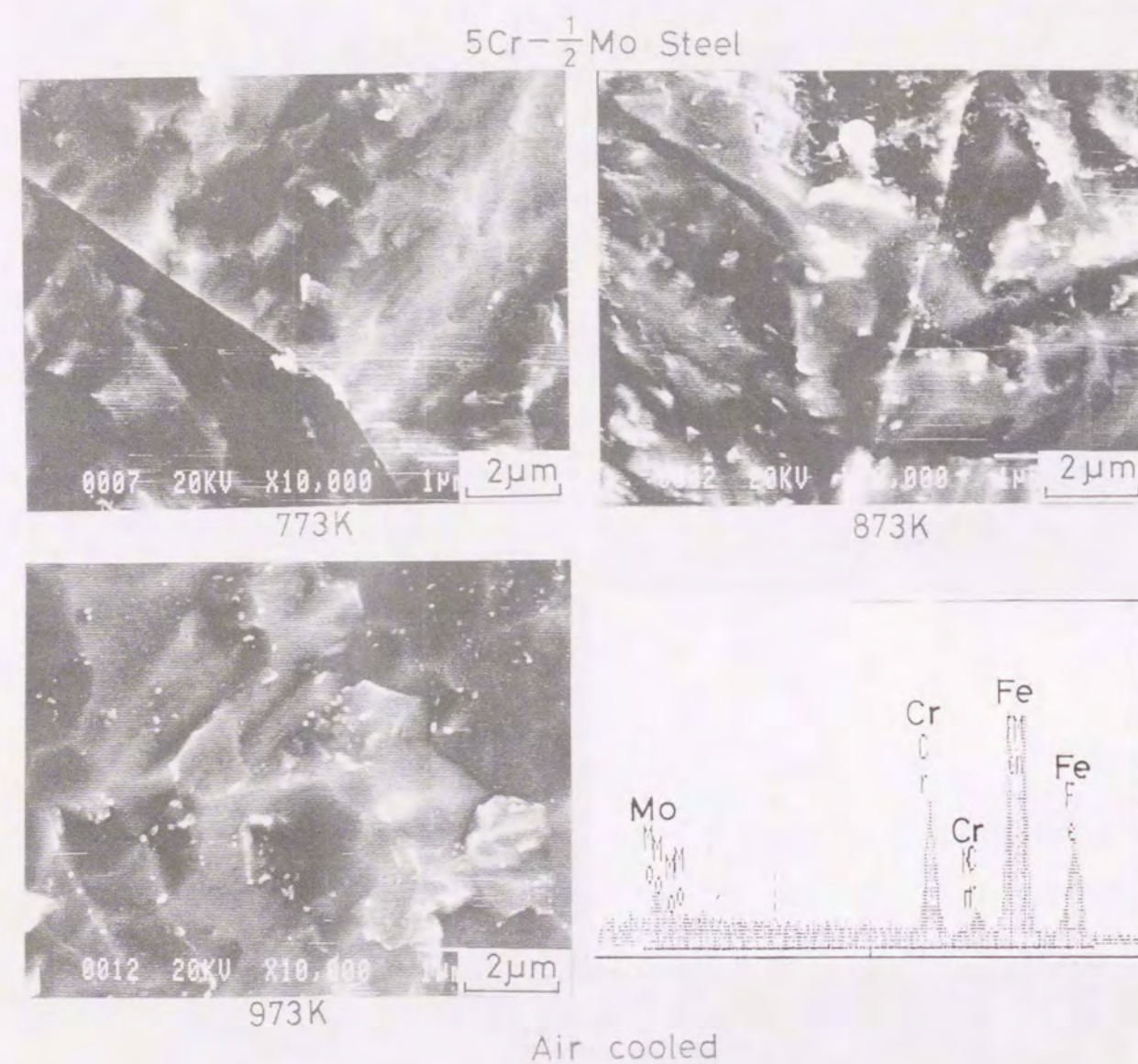


Fig.7-3 Scanning electron micrographs of carbides and EDS data on 5Cr-1/2Mo steel

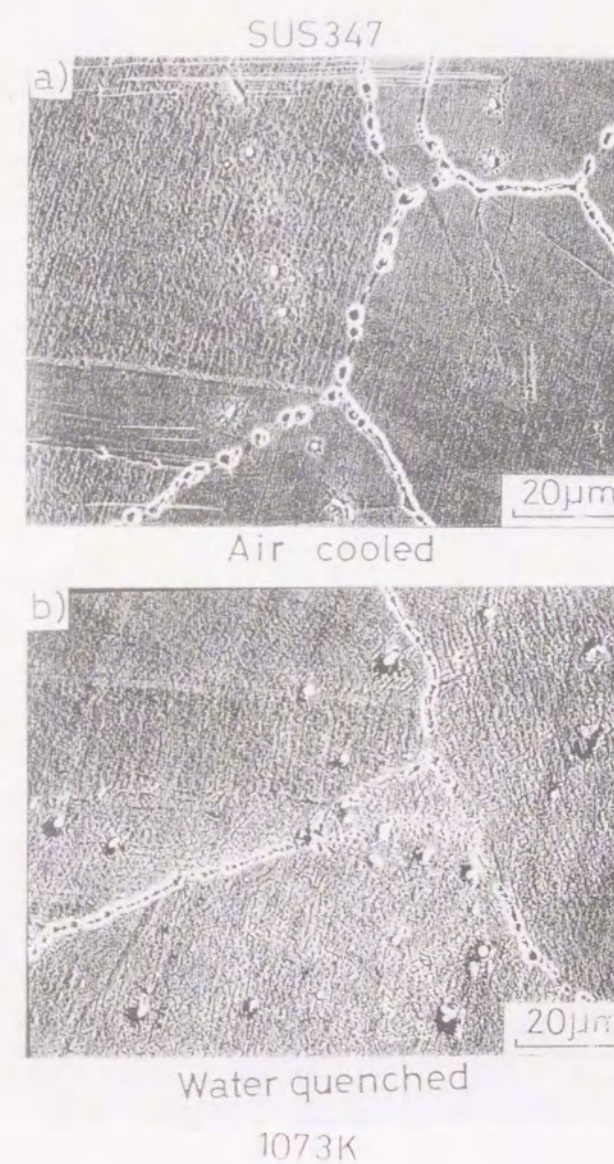


Fig.7-4 Scanning electron micrographs of carbides at 1073K on SUS347 steel etched by SPEED method

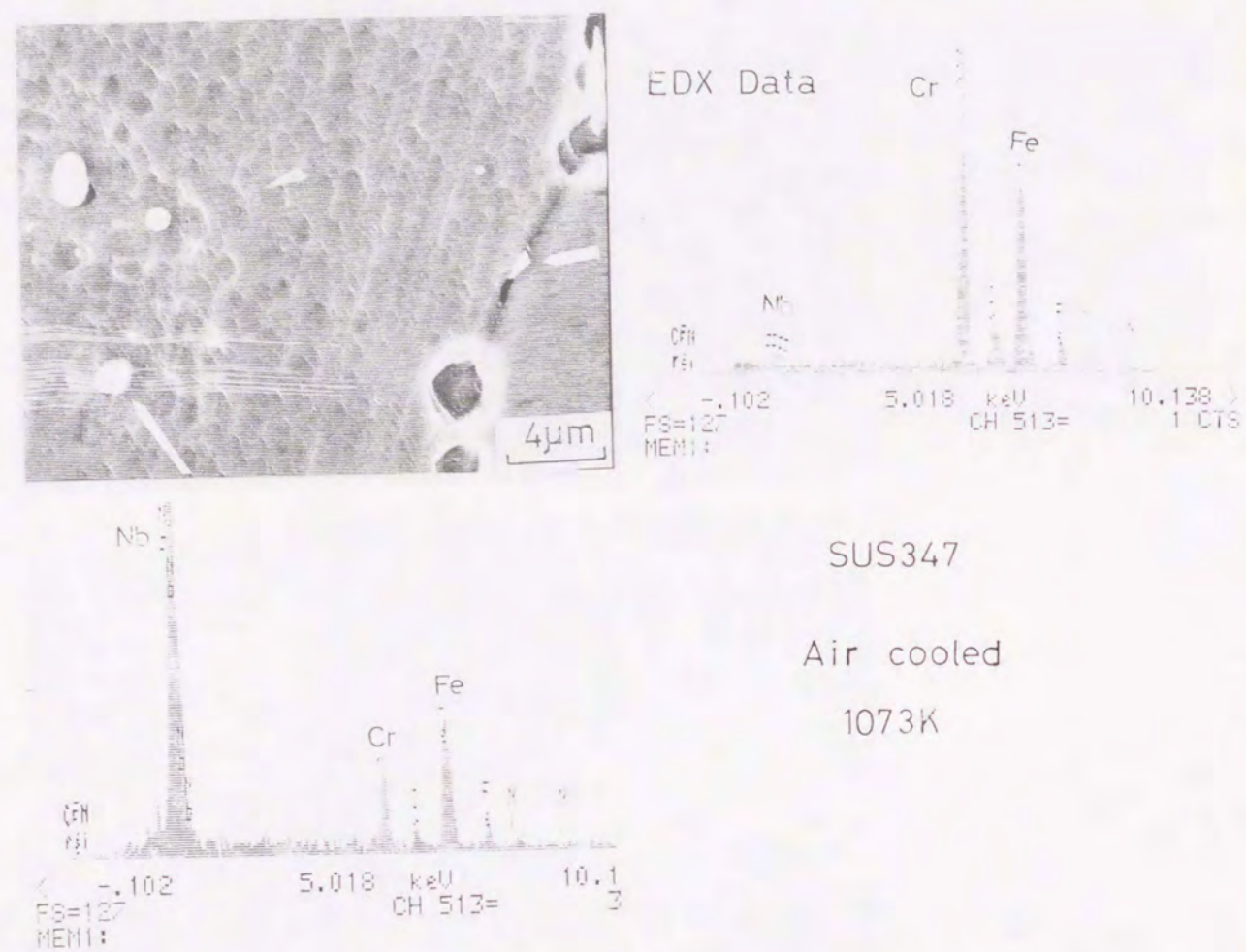


Fig.7-5 Scanning electron micrographs of carbides at 1073K and EDS data on SUS347 steel

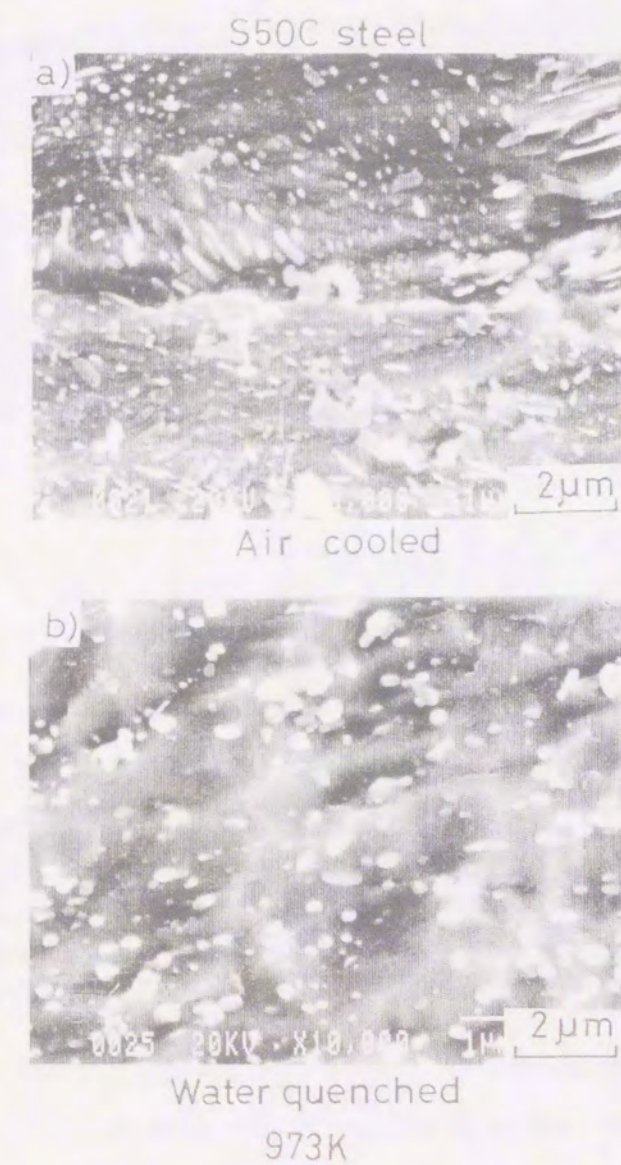


Fig.7-6 Scanning electron micrographs of carbides at 973K on S50C steel

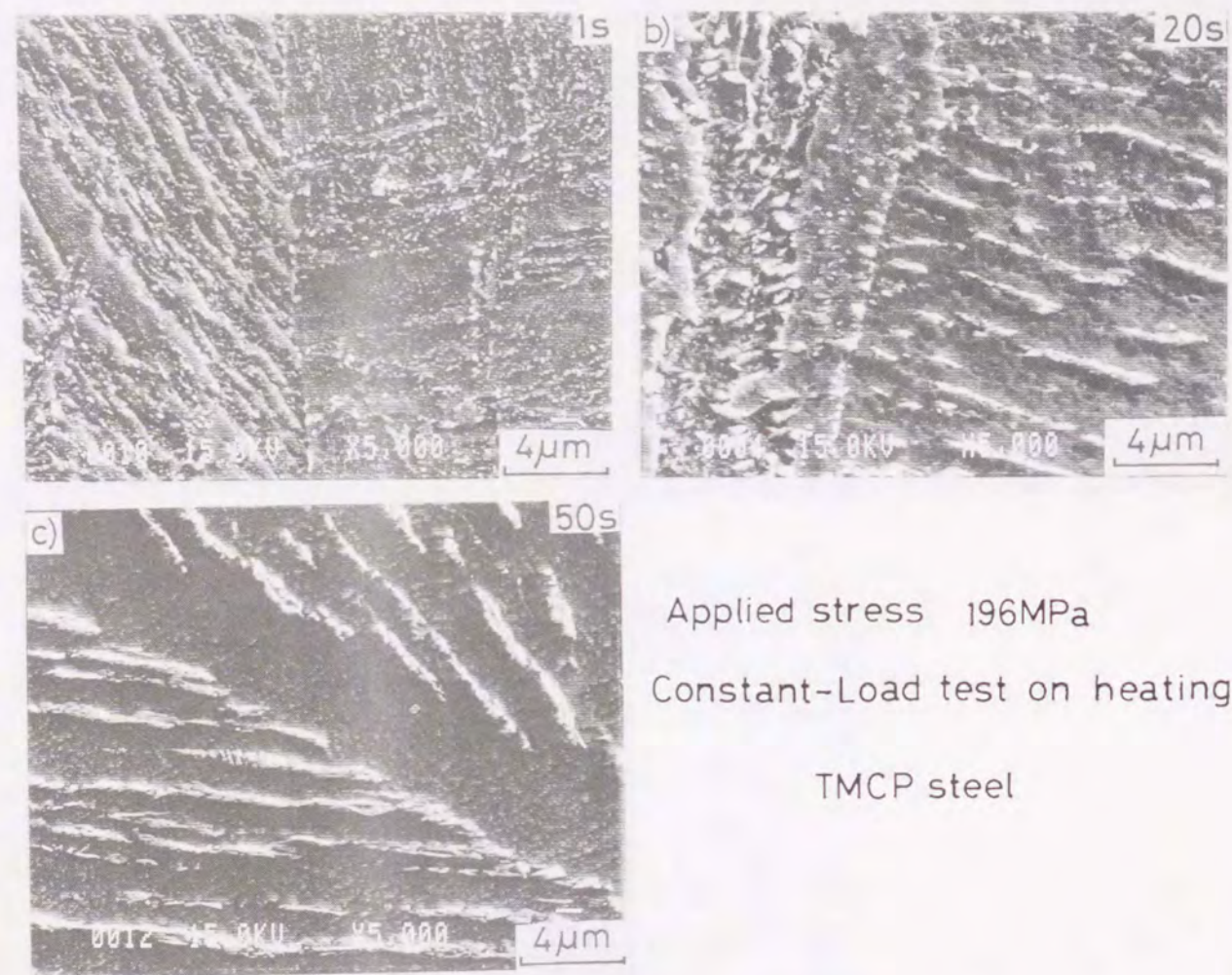


Fig.7-7 Scanning electron micrographs of carbides on TMCP steel obtained by the change of cooling time from 1073K to 773K

7.3 再熱割れ発生メカニズムの検討

Fig.7-8は本研究で検討した諸因子について整理したフローチャートである。初めに供試材に再現溶接熱サイクル処理により1073~773Kの冷却時間を任意に変化させ、マルテンサイト組織、ベイナイト組織、フェライト+パーライト組織等のHAZ試料を得た。再熱過程の応力緩和挙動を検討するために、三点曲げ応力緩和試験および昇温定歪速度試験をおこなった。一方、高温強度、変形能のデータを得るために高温引張試験、硬度試験および昇温定荷重試験をおこなった。その結果、HAZ組織の相違により再熱割れ感受性の異なること、供試材の種類によっても再熱割れ感受性は大幅に異なることが判明した。そこで再熱割れ発生のメカニズムについて、再熱過程で析出する炭化物に注目し、その種類、形態および量を検討するためSPEED法を用いて炭化物を抽出し、X線回折等で同定した。さらに炭化物中の合金元素濃度の定量を行うため原子吸光分析等を用いておこない、炭化物中の合金元素濃度の定量をおこなった。この結果をもとにマトリックス中の合金元素濃度の減少量を計算し、この減少曲線と応力緩和挙動および高温強度および変形能との関係について調べ、再熱割れ発生メカニズムを検討するとともに、HAZ組織の相違による再熱割れ感受性の評価の確立を目指した。

Fig.7-9はCr-Mo鋼の昇温定歪速度試験による再熱処理過程高温域の応力緩和挙動（第4章 Fig.4-12参照）での残留応力値とHAZ組織毎の高温強度および変形能を求めるためにおこなった昇温定荷重試験における任意応力での破断温度（Fig.4-17(b)参照）を示している。この場合、高張力鋼で示したように材料の高温引張試験結果（Fig.4-6参照）からの高温強度値もあるが、昇温定荷重試験結果（Fig.4-4 (b)参照）からの高温強度値とはかなり値が異なる。これは両法の昇温速度が大幅に異なること、昇温定荷重試験は再熱過程で応力負荷状態での値であるため炭化物析出状況が単純な高温引張試験とは異なること等によると考えられ、実際の応力緩和状態に、より近い条件である昇温定荷重試験結果を用いた。11/4Cr-1/2Mo鋼の初期残留応力637MPaの結果では再熱過程800Kで約300MPaの残留応力が存在しているが、それ以上の温度でA.C材（ベイナイト組織）はほとんど応力緩和せず、950Kで高温強度と交差することにより割れが発生している。一方、W.Q材（ラスマルテンサイト組織）の応力緩和挙動は高温強度にほぼ平行に緩和しており再熱割れの発生はない。次に、21/4Cr-1Mo鋼では材料の高温強度が11/4Cr-1/2Moに比べて、より高温側にシフトしておりかなり高いことがわかる。応力緩和挙動も11/4Cr-1/2Mo鋼に比べて残留応力値が若干高

いにもかかわらず、900K付近からの応力緩和が両処理材とも起き、いずれも割れ発生のない材料であった。このように応力緩和—高温強度グラフでの評価方法は実際の再熱割れ発生挙動によく対応していることが判明した。

Fig. 7-10は同様にH. T80(A)の再熱過程での残留応力値と高温強度を示している。高温強度はCr-Mo鋼と比較してさらに低温側へシフトしておりかなり低いものであった。高温強度値のわりには残留応力値が高く、すなわち応力緩和量も少なくA. C材は840Kで再熱割れが発生しており、W. Q材では870K付近で発生していた。H. T80(A)の場合、両処理材とも割れ発生したがW. Q材が応力緩和挙動が放物線状なのに対して、A. C材はW. Q材より緩和量が少なく、より低い温度で割れていた。また、この破断温度差はHAZ組織毎の高温強度の相違にも依存しており、W. Q材の方がA. C材よりが高かった。このように鋼種、HAZ組織による再熱割れ感受性はこの昇温定歪速度および定荷重試験結果をまとめることにより、十分評価できることが判明した。

Fig. 7-11はオーステナイト系ステンレス鋼についての応力緩和挙動と高温強度を示す。SUS347はSUS304に比べて高温強度が大幅に高いにもかかわらず、再熱過程高温域での応力緩和はほとんどされず、高い残留応力値のまま高温まで推移しており急冷材(W. Q)が1030Kで、徐冷材(A. C)は1100Kで再熱割れが発生していた。応力緩和挙動を見ると両処理材ともほとんど緩和せず、破断温度の差はCr-Mo鋼や高張力鋼とは異なり、唯一高温強度の差であった。一方、SUS304はSUS347に比較して高温強度が低いにもかかわらず、材料の応力緩和も充分あり両処理による差もほとんどなく、当然割れの発生もなかった。

また、炭素鋼4種類、TMCP鋼等の再熱割れの発生しない材料はFig. 7-9に示す21/4Cr-1Mo鋼もしくはFig. 7-11のSUS304のような傾向、すなわち高温強度と応力緩和挙動は充分に差を持って変化するタイプであったが、HAZミクロ組織の影響は大幅に受けた。すなわち、再熱過程で炭化物を析出しやすいマルテンサイト組織のものは応力緩和もしやすく、逆に再熱過程で析出量が少ないベイナイトまたはパーライト+フェライト組織のものは応力緩和もしにくい結果となっていた。一方、ステンレス鋼は冷却速度によるミクロ組織の変化がないため、ほぼ同様な傾向を示したがSUS347ではNb炭窒化物の析出挙動により再熱割れ感受性は高いものであった。

Fig. 7-12は Fig. 7-9およびFig. 7-10で示した再熱割れの発生するフェライト系鋼種について、HAZ組織の相違による再熱割れ感受性のメカニズムについて検討したものである。マトリックス合金元素濃度と応力緩和挙動の関係を模式的に示している。左のミクロ組織は

再現溶接熱サイクル時でのA. C材(ベイナイト組織)とW. Q材(ラスマルテンサイト組織)の再熱過程高温域での結晶粒内界における析出炭化物を示している。A. C材は再現溶接熱サイクル時に冷却過程で析出した炭化物(M_3C)を棒状に析出しているが、W. Q材は M_3C と共に再熱過程で析出した合金炭化物(M_2C 等)が微細に球状に析出している。その際の総炭化物量(Total Carbide)は図にあるように、いずれの再熱処理温度でもA. C材の方が若干多く析出している。しかし、炭化物中の合金元素を含む合金炭化物量(Alloying carbide)で比較すると総炭化物量とは逆にいずれの再熱処理温度でもW. Q材の方が多いことがわかる。この合金炭化物の析出に伴うマトリックス中の合金元素濃度の減少曲線(Matrix)--[M値]は第6章でも示したようにA. C材、W. Q材で明瞭な差があり、特に再熱割れ感受性の高い鋼では、その傾向が著しかった。一方、この減少曲線と応力緩和曲線(Stress relaxation)は図のように非常に良い対応を示し、このマトリックス合金元素濃度の減少傾向の差により割れ感受性の評価が可能であった。

すなわち、再熱過程での合金添加元素および炭素の固溶析出現象はHAZ組織により異なり再熱過程高温域でマトリックス中に合金元素を多く固溶している、すなわちCも多く固溶している組織(例えばベイナイト組織)は固溶強化作用の影響により、マトリックスの塑性変形能が比較的強く応力緩和が充分でないことにより割れ感受性が高い。一方、マトリックス中で合金炭化物を析出しやすい組織(ラスマルテンサイト組織)もしくは再現溶接熱サイクル処理で完全に炭化物析出が終了している組織(フェライト+パーライト組織等)は固溶強化作用が低くなり、前者とは逆に応力緩和しやすく結果的に割れ感受性は低くなると考察した。

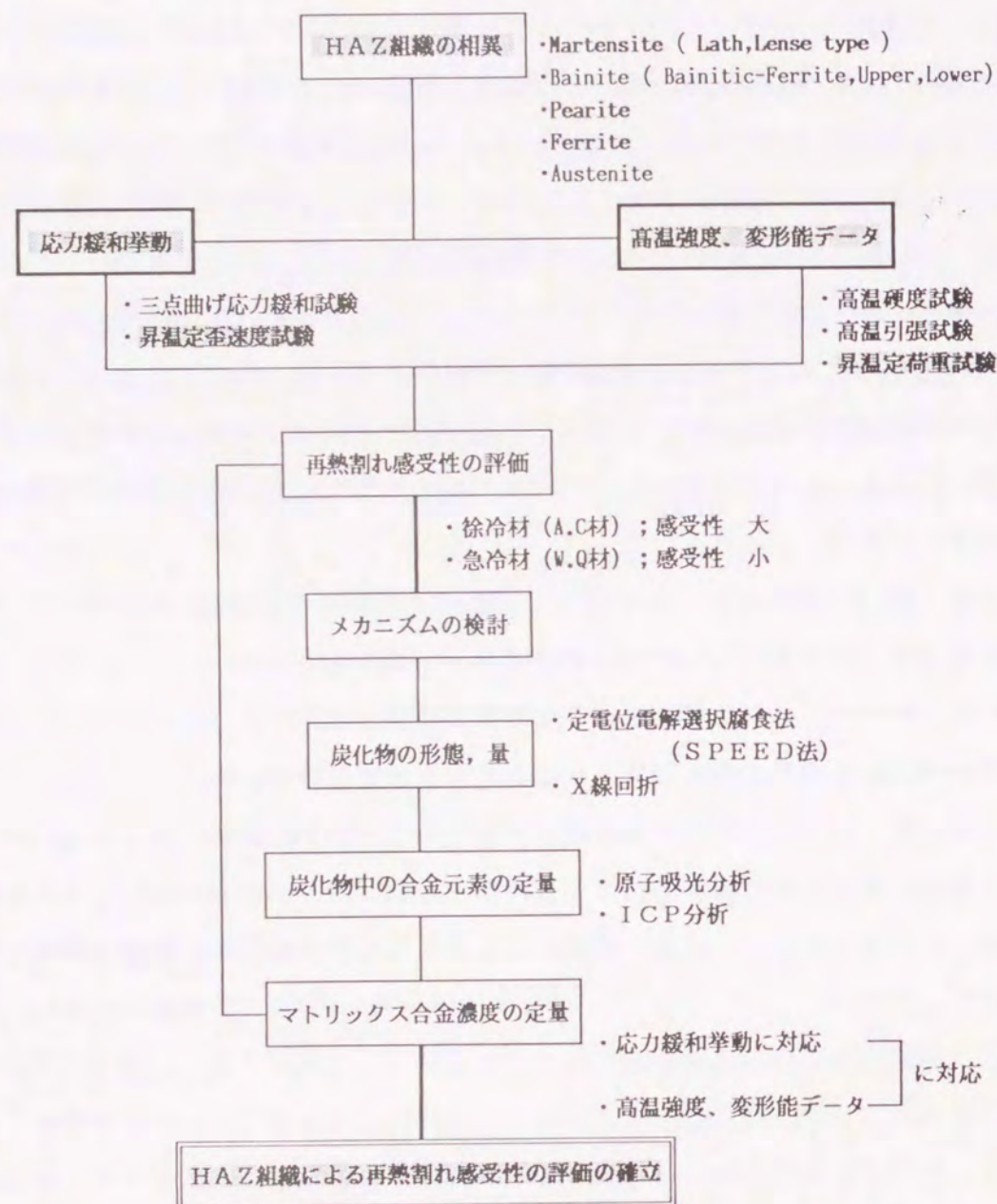


Fig.7-8 Flow chart for evaluating reheat cracking susceptibility

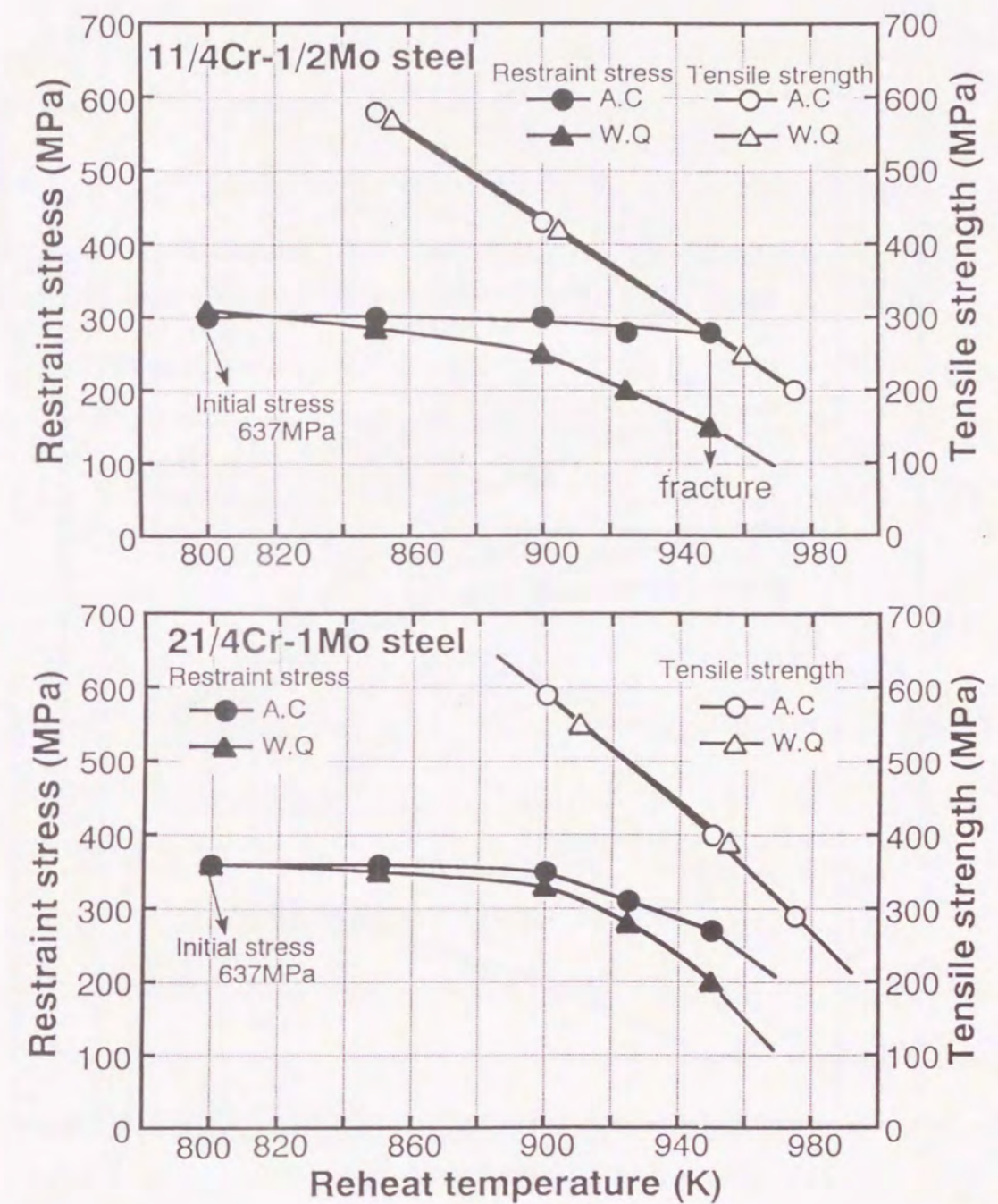


Fig.7-9 Relation between the restraint stress and the high temperature tensile strength obtained by Constant-load test on heating on Cr-Mo steels during the reheat treatment

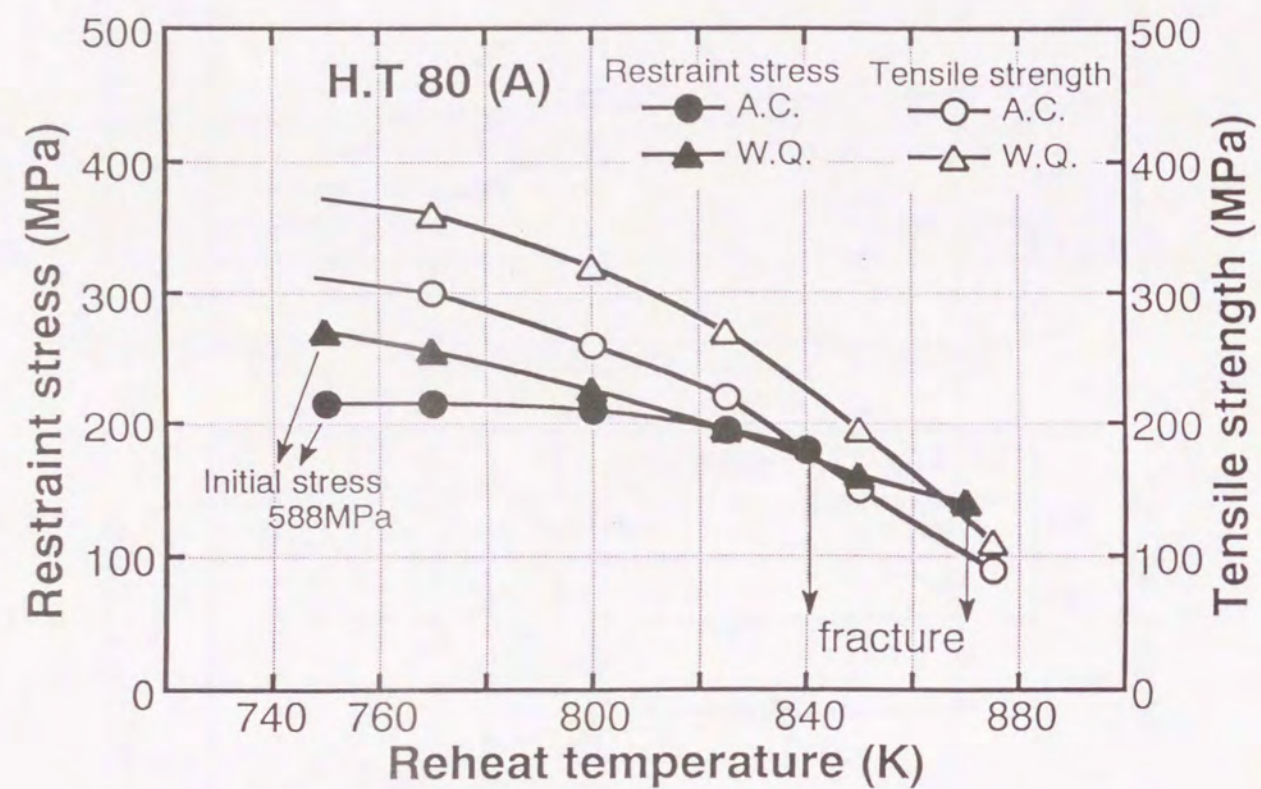


Fig.7-10 Relation between the restraint stress and the high temperature tensile strength obtained by Constant-load test on heating on H.T80(A) steels during the reheat treatment

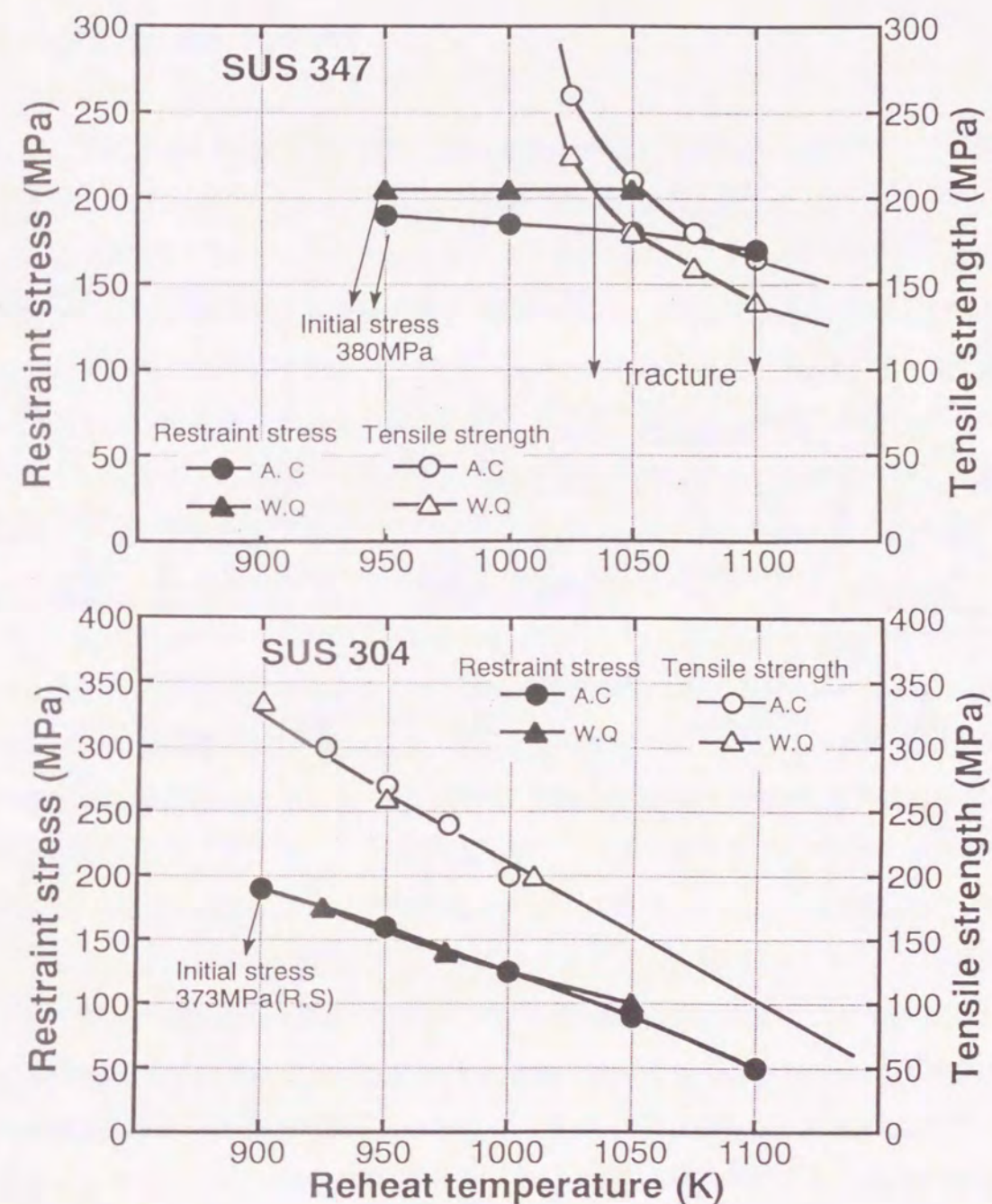


Fig.7-11 Relation between the restraint stress and the high temperature tensile strength obtained by Constant-load test on heating on Austenite type stainless steels during the reheat treatment

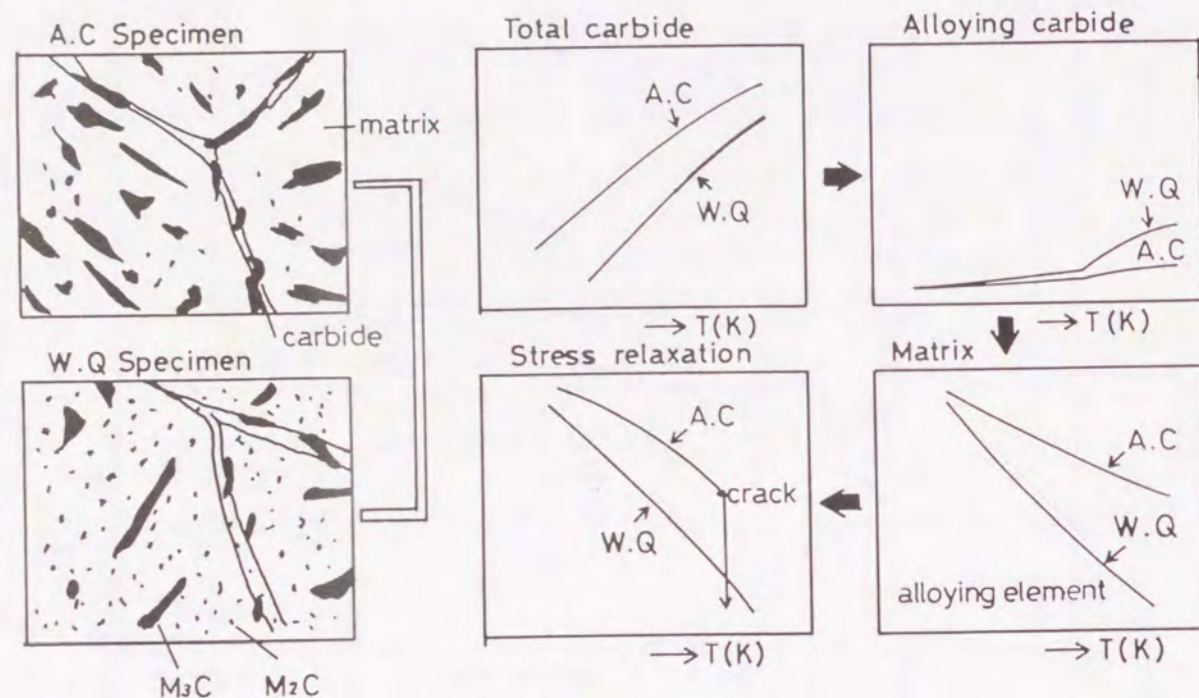


Fig. 7-12 Schematic diagram of the stress relaxation behavior and the reduce of the concentration of alloying element in carbides obtained by 2 type cooling rate

7.4 再熱割れ感受性の評価方法

7.3 で示した応力緩和挙動と昇温定荷重試験での高温強度によるの評価は本実験での再熱割れ発生挙動とよく対応し、鋼種、HAZ組織の相違の影響も明らかにすることができた。しかし、再熱割れはほとんど延性を示さない典型的粒界割れである。残留応力値で評価する場合、各々の初期残留応力で応力緩和挙動は異なり、割れ発生限界応力は明示することができるが、感受性評価で重要な材料の高温での塑性変形能についてはまったく不明である。つまり、再熱過程で全ての条件下における評価には材料の変形能曲線の表示が重要と考えられた。そこで、鋼種、HAZ組織の相違による再熱過程での材料の塑性変形能と前述の応力緩和試験で与えた変位量とで再熱割れ感受性の評価を試みた。特に、HAZ組織の相違が与える影響について再熱過程での合金炭化物析出に伴う変形能の変化に注目した。

Fig. 7-13は高張力鋼 (H. T80(A)、H. T100およびH. T60) の3鋼種について整理したものである。ここで変形能(Deformability)は昇温定荷重試験 (Fig. 2-4参照) における各々の負荷応力下での破断時の変位量(C.L values)をインプットした。これは、昇温定荷重試験が応力緩和のない試験法であるため、材料およびHAZ組織固有の変位量が得られること、すなわち材料の持つ変形能と考えられるからである。一方、変位量(Displacement)は昇温定歪速度試験 (Fig. 2-4参照) で与えた熱膨張分だけの変位(Type I)および熱膨張+0.5mm/800Kの変位を与えた方法(Type II)の2タイプに分けて表示した(C.S values)。この変位量については同系統の鋼ではほぼ同一であったが、各鋼毎熱膨張を測定し実測値で示した。

H. T80(A)では再熱過程高温域で変形能が極端に低くなることがわかり、A.C材、W.Q材とも800~900Kの間で再熱割れが発生している。一方、H. T100ではH. T80(A)に比べて変形能は若干よくなっており、より高温で割れが発生している。W.Q材は熱膨張分だけの変位を与えたType I 試験では割れの発生は認められずType IIの変位を与えた時のみ割れが発生することがわかる。また、900K付近を変形能の極小値としてそれ以上の温度では再び塑性変形能は回復している。この傾向はいずれの鋼にも表れており、低応力下では高温での変形能が回復するクリープ現象が明瞭に表れた。H. T60 (焼ならし材)はH. T80(A)やH. T100に比較して大幅に変形能がよく、本実験で与えた変位量 (昇温定歪速度試験)では割れの発生はない。

このように変形能-変位曲線で高張力鋼の再熱割れ感受性を評価すると材質および HAZ組織別の割れ発生の有無、割れ感受性の差が 7.3の項で示した残留応力値-高温強度曲線に比べて、さらに明瞭であり全条件下での評価が可能となった。これより、例えばH. T(A)

の応力緩和試験では900Kで材料に必要な変形能はA.C材、W.Q材とも0.75mm以上となり、割れ発生防止の目安となる。HAZ組織の差もこれらのグラフより明らかで、再熱過程での合金炭化物の析出量の差により変形能に大幅に影響を与えることが判明した。

Fig. 7-14 は同様にCr-Mo鋼の塑性変形能—変位曲線である。変形能値は高張力鋼と同じく昇温定荷重試験での変位量 (Fig. 4-17(a)参照)であり、変位量は実測したtype I とtype II の値である。11/4Cr-1/2Mo鋼ではA.C材のみ再熱割れ発生が起こることがわかるが、W.Q材ではわずかながら変位量を変形能曲線が上回っており、この場合割れは発生しない。21/4Cr-1Mo鋼ではさらに変形能が良好で、両処理材での極小値の温度領域は異なるもののいずれの条件でも再熱割れは起こらない。

Fig. 7-15はオーステナイト系ステンレス鋼についてのデータである。SUS347の変形能曲線の極小値温度は1050~1100K (A.C材)となっており、高張力鋼やCr-Mo鋼に比べるとかなり高温になっているが変形能曲線の傾向はほぼ同一であった。一方、SUS304では今までのデータとは比較にならないほど変形能がよく、いかなる応力負荷条件でも完全に応力緩和が可能であり、まったく問題のない材料であった。

Fig. 7-16はTMCP鋼と炭素鋼の代表としてS25Cについて変形能—変位曲線を示した。TMCP鋼は明瞭な延性の低下領域が存在するが、S25CはSUS304とは逆に高温になるほど延性は向上している。いずれにせよ、これらの材料も再熱割れに関しては全く問題のない材料であった。TMCP鋼の延性低下の原因は第5章でも述べたように微細結晶粒でかつ強制急冷により、ベイナイト組織を生成しやすい材料のため変形能曲線としては高張力鋼やCr-Mo鋼等の割れ感受性の高い材料とよく似た傾向を示した。このように再熱割れ感受性を評価する上で材料の高温での変形能を測定することは大変重要で、この変形能の大小によりいずれの鋼種、HAZ組織でも割れ感受性を評価することが可能となった。

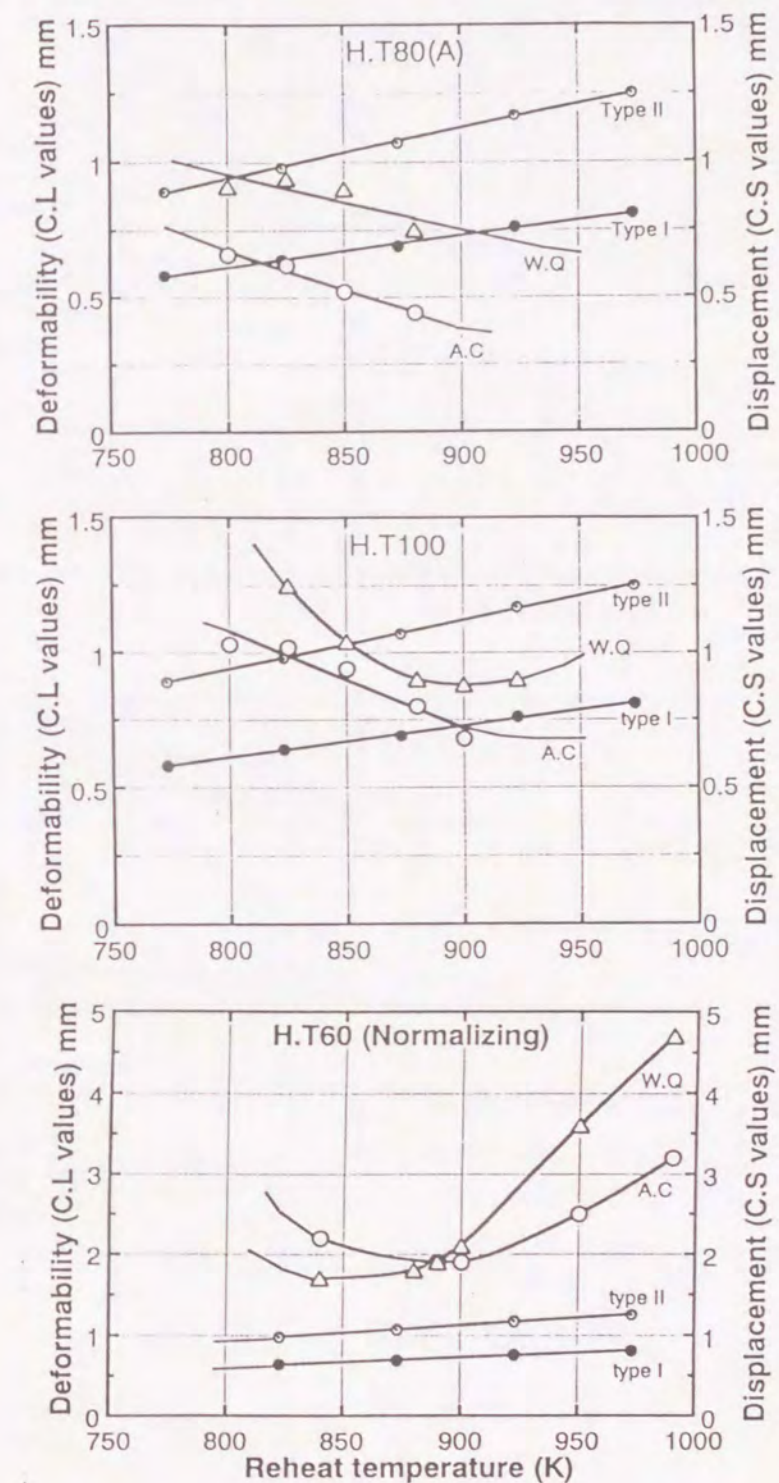


Fig. 7-13 Relation between the deformability of materials (Constant-load test's values) and the displacement (Constant-strain rate test's values) on High Tensile strength steels during the reheat treatment

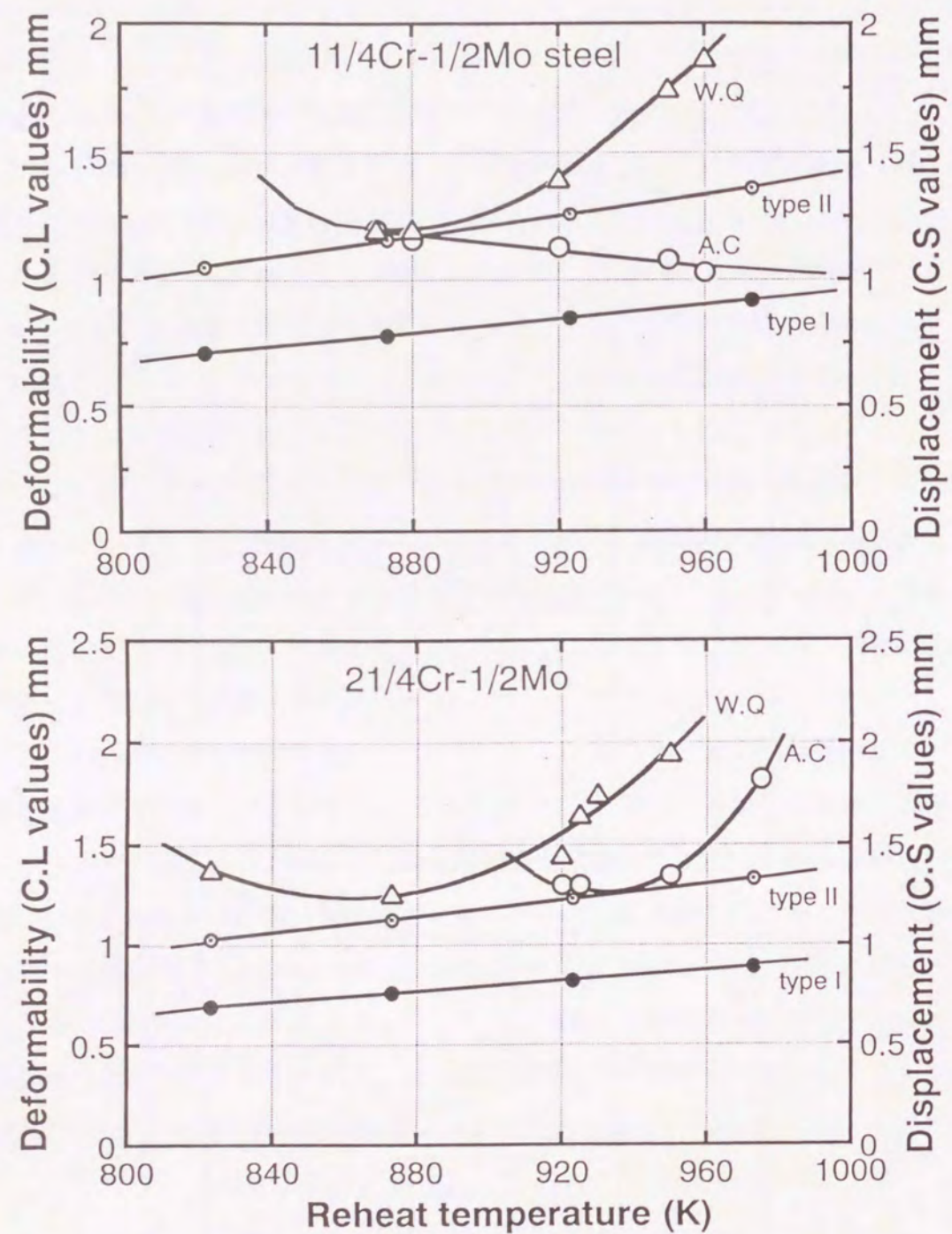


Fig.7-14 Relation between the deformability of materials(Constant-load test's values) and the displacement (Constant-strain rate test's values) on Cr-Mo steels during the reheat treatment

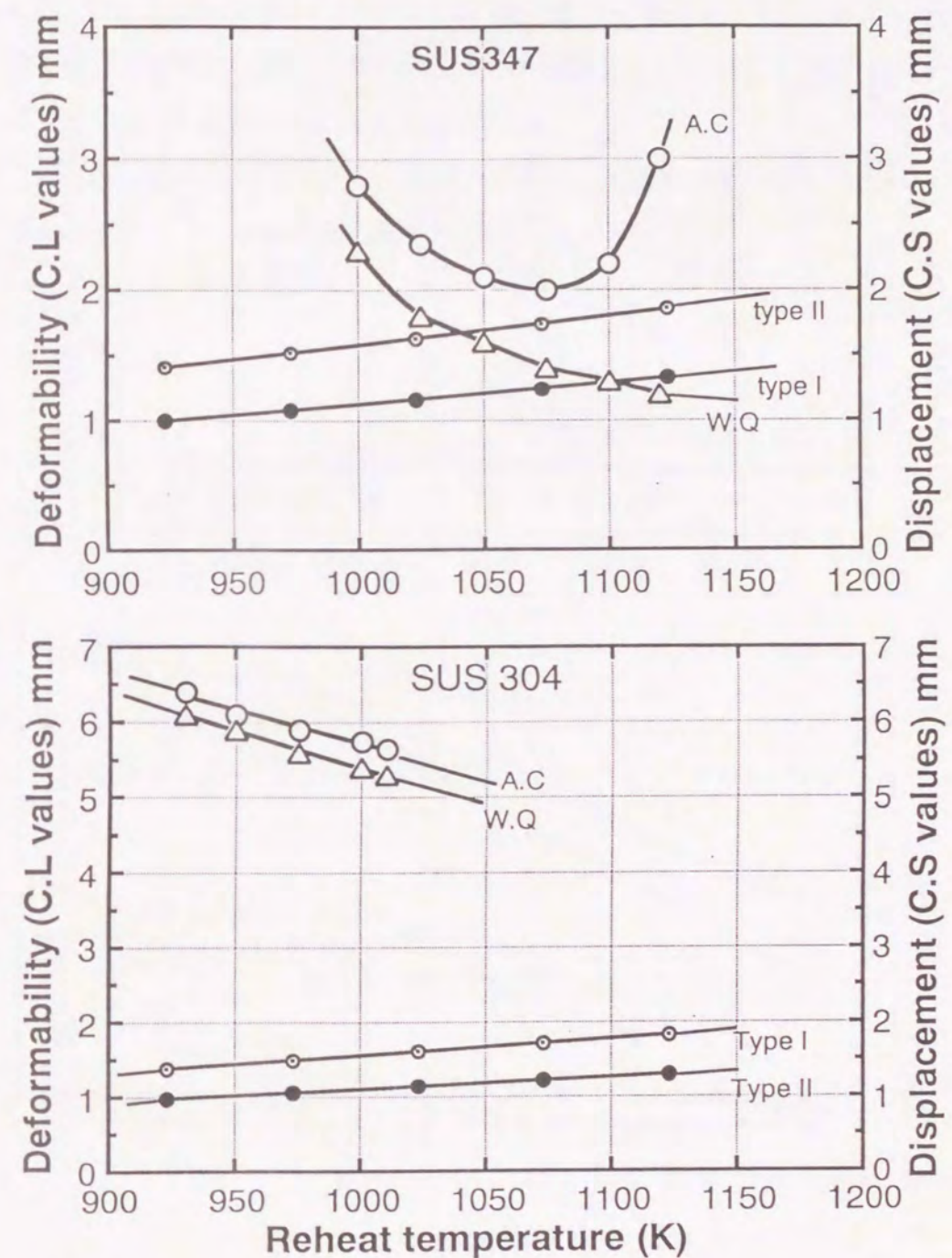


Fig.7-15 Relation between the deformability of materials(Constant-load test's values) and the displacement (Constant-strain rate test's values) on Austenite type stainless steels during the reheat treatment

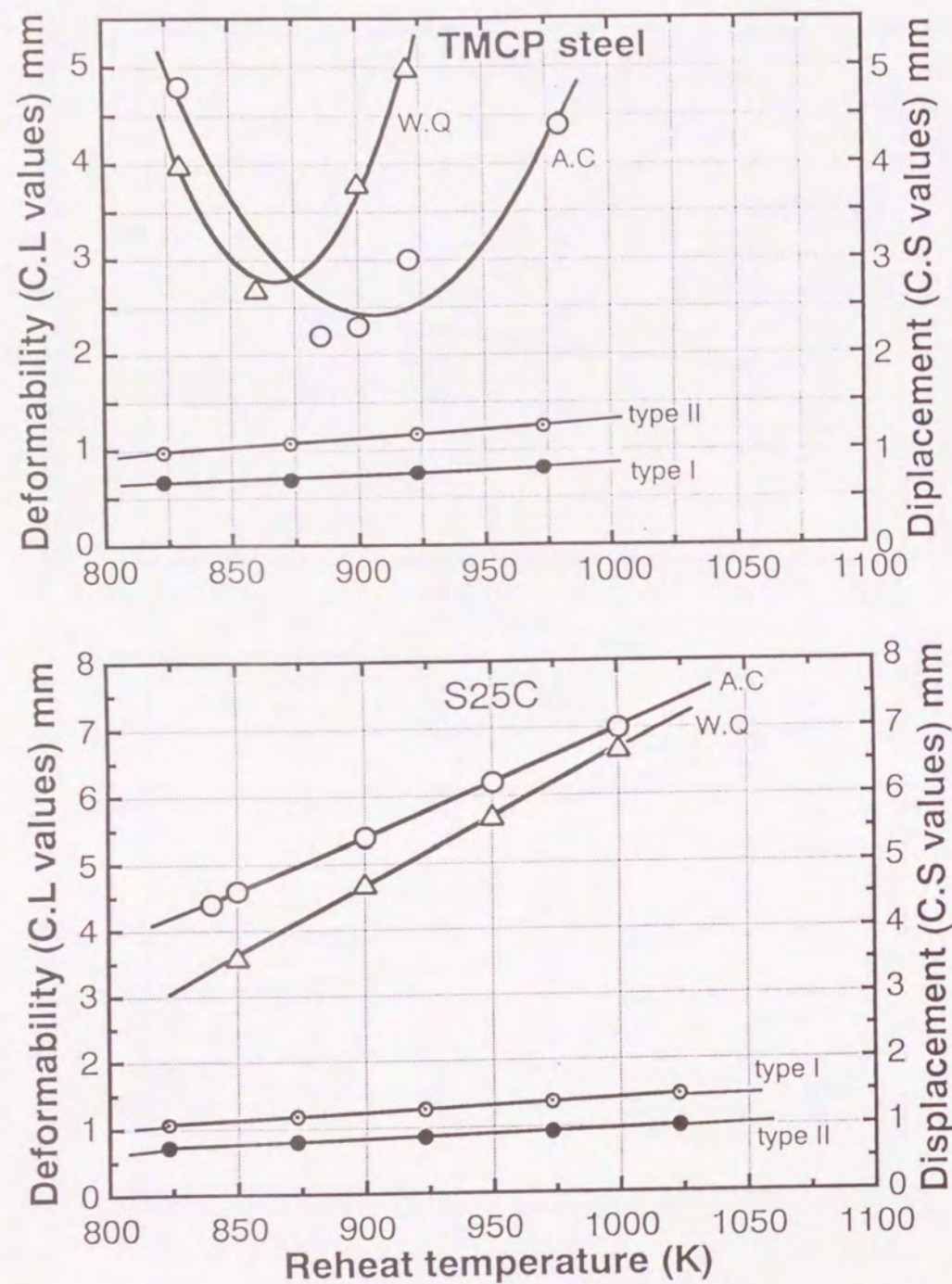


Fig.7-16 Relation between the deformability of materials(Constant-load test's values) and the displacement (Constant-strain rate test's values) on TMCP and S25C steels during the reheat treatment

Fig.7-17はFig.7-13～Fig.7-16で示した高張力鋼、Cr-Mo鋼、オーステナイト系ステンレス鋼、TMCP鋼、炭素鋼および本実験で行なった全鋼種について塑性変形能と変位の関係を前述のデータの傾向により3タイプに分けて表示したものである。なお、各鋼とも脆化温度範囲(変形能の極小値)および変形能の絶対値(mm)が異なるが、変形能曲線の傾向はほぼ同一であるので、あえて無単位の概略図で示した。

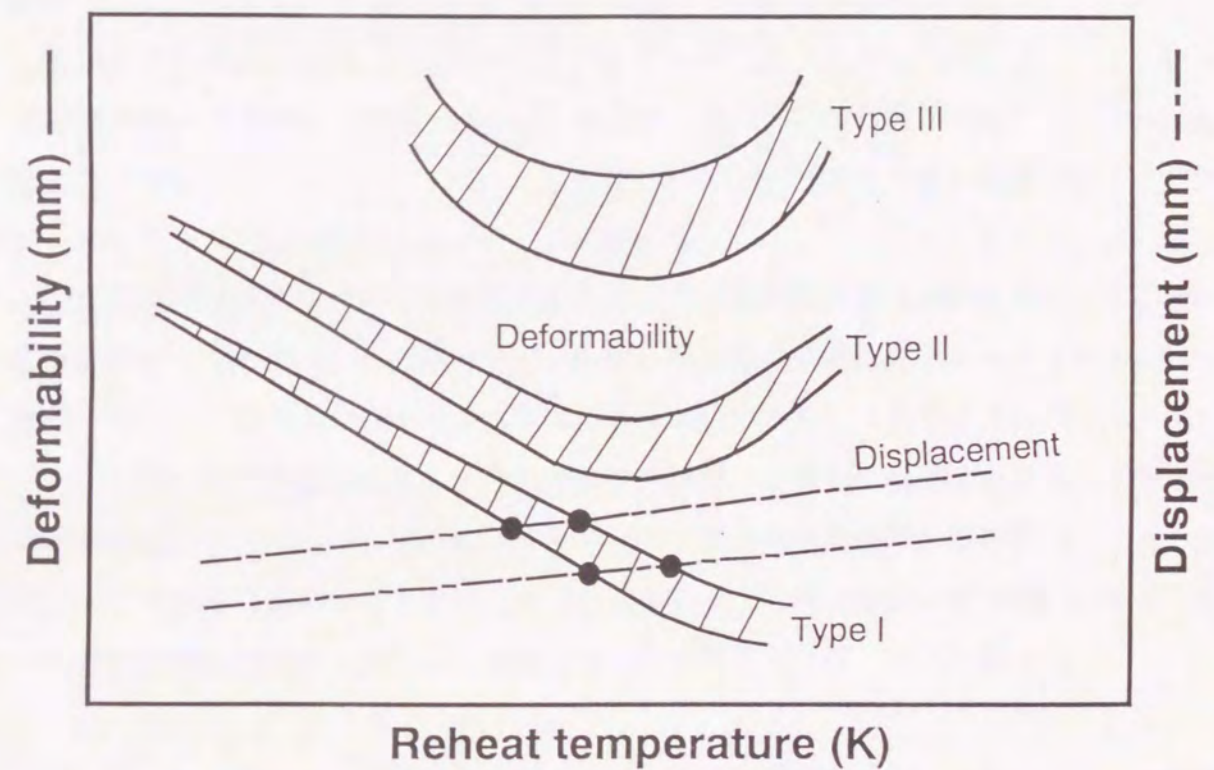


Fig.7-17 Schematic diagram evaluating the reheat cracking susceptibility obtained by this study

Type I : 再熱過程高温域での塑性変形能が著しく低く、いずれも変形能-変位曲線の交点(●)で再熱割れが発生する。これらの特徴として変形能の極小値がかなり低く、脆化しており典型的粒界破面となる。また、HAZ組織の相違による再熱割れ感受性の差はH.T80(A)および(B)のように、ベイナイト組織(A.C材)とラスマルテンサイト組織(W.Q材)とでは約2倍異なるが変形能曲線の傾向はほぼ同一であった。さらに、いずれも低炭素合金鋼で、炭化物生成傾向が高い合金元素(Cr, Mo, V, TiおよびNb)が添加されており、マトリックス中の合金濃度および炭素濃度の相違により割れ感受性は大幅に異なった。

このタイプにはH.T80(A)および(B)のベイナイト、ラスマルテンサイト組織、H.T100のベイナイト組織、11/4Cr-1/2Mo鋼のベイナイト組織等があり、ベイナイト組織のものが多い。さらにステンレス鋼ではNb添加のSUS347鋼の急冷材(W.Q材)がこのタイプであった。

Type II : 再熱過程高温域で塑性変形能の極小値を持つタイプで、再熱過程高温域では変形能の回復が見られる鋼種およびマイクロ組織である。鋼種によっては再熱割れ発生が認められるがType Iと比較すると割れ感受性は低い。これらの特徴としてType Iで示した材料のラスマルテンサイト組織(W.Q材)に多く、この場合再熱過程で合金炭化物が析出しやすくMC, M₂C, M₃C, M₇C₃等の合金炭化物が粒内界に微細に析出することによりマトリックスの合金濃度および炭素濃度を低下させ、応力緩和挙動を良好にすることにより感受性は低い傾向であった。

このタイプにはH.T100のラスマルテンサイト組織、11/4Cr-1/2Mo鋼のラスマルテンサイト組織、21/4Cr-1Mo鋼、5Cr-1/2Mo鋼およびH.T60のラスマルテンサイト組織、ベイナイト組織 またSUS347鋼の徐冷材(A.C)があった。

Type III : 再熱過程の全温度領域で塑性変形能が充分ある材料およびマイクロ組織で再熱割れの発生はない。再熱過程高温域ではType IIと同様に極小値を持つ傾向があり、一部の材料は脆化傾向を示した。これらの特徴としてオーステナイト-相またはフェライト+パーライト組織で炭化物がないか、またはフェライト系鋼の場合、炭化物はFe₃Cのみであり合金添加元素もなく変形能はマトリ

ックスのフェライトまたはオーステナイト相に支配されるタイプである。

このタイプにはSUS304、SUS316、炭素鋼(S50C, S25C, S15CおよびSUYB)およびTMCP鋼の全てのマイクロ組織が相当した。

この検討内容の結果、塑性変形能-変位曲線により、本実験で用いた全ての鋼種、HAZマイクロ組織について以上の3タイプに分類する再熱割れ感受性の評価方法を提案することが可能となった。

7.5 結 言

本研究で用いた全鋼種、全HAZ組織に対して適用可能なメカニズムを検討するために、炭化物の析出形態、サイトについてSEMにより観察した後、応力緩和挙動と高温強度による再熱割れ発生メカニズムの検討およびマイクロ組織についてはマトリックス中の合金元素濃度と応力緩和挙動の関係について考察した。さらに、再熱割れ感受性の評価方法として材料の塑性変形能と変位曲線による評価方法を提案した。得られた結果は以下の通りである。

- 1) 析出炭化物の種類と形態について検討した結果、再熱割れ感受性を左右する合金元素はCr、Mo、NbおよびV等の元素であった。これらは炭化物形成傾向の高い元素であり、再熱過程でマトリックスにおける各元素の固溶析出挙動により割れ感受性に大きく影響していた。
- 2) 析出炭化物の種類が同一でも、再現溶接熱サイクル処理の冷却過程で析出した炭化物と再熱処理過程で新たに析出した炭化物では明らかにその形態が異なり、その状況により再熱過程の応力緩和挙動に強く影響を与えることが判明した。
- 3) 応力緩和挙動と昇温定荷重試験で得られた高温強度を同一グラフ上に表示することにより実際の再熱割れ発生挙動とよく対応することが判明し、高温強度の測定は割れ感受性評価で重要な因子であった。

- 4) HAZ組織の相違による再熱割れ感受性のメカニズムについては、マトリックス中の合金濃度と応力緩和挙動の良好な関係より次のように考えられた。再熱過程でマトリックス中に合金元素および炭素を多く固溶している HAZ組織は固溶強化作用により、マトリックスの塑性変形能が比較的強く応力緩和が充分でないことにより、割れ感受性は高くなる。一方、マトリックス中に合金元素による炭化物を析出しやすい HAZ組織は固溶強化作用が低下し、変形能が高くなり応力緩和しやすい。それ故、結果的に割れ感受性は低くなると考察した。
- 5) 再熱割れ感受性の評価方法として材料およびマイクロ組織が再熱過程で維持する塑性変形能と材料が応力緩和のため必要な変位量の関係で本実験で用いた全鋼種、全HAZ組織を整理することにより、3つのタイプの変形能曲線が得られ、これにより再熱割れ感受性の評価が可能であった。

第8章 総 括

鋼溶接構造物の残留応力の低減、HAZの靱性向上、溶接部の残留水素の除去などの目的でおこなう溶接後熱処理 (PWHT) 過程で、溶接熱影響部粗粒域で発生する再熱割れについて研究を実施した。

本研究では高張力鋼、Cr-Mo鋼およびオーステナイト系ステンレス鋼 (SUS347) の再熱割れ感受性の高い3鋼種について主としてHAZ組織による再熱割れ感受性の大幅な相違に着目し、この感受性に差をもたらす原因として、再熱過程の応力緩和挙動にHAZ組織により相違があり、この相違はHAZ組織での炭化物の析出挙動より、むしろ炭化物が析出した後のマトリックス中の合金元素濃度の変化とよく対応していることを明らかにした。さらに、合金添加元素を含まない炭素鋼およびTMCP鋼を用い各HAZ組織を再現し、応力緩和挙動に及ぼすHAZマイクロ組織について各組織の評価をした。これらより再熱割れ感受性評価に対し、マトリックス合金元素および炭素濃度との関係 および応力緩和挙動に対するHAZマイクロ組織の関係について検討を加え、低炭素合金鋼の再熱割れの評価方法を提案した。

得られた成果の要点を以下に示す。

第1章は序論であり、本研究の背景、目的、意義および特徴を示すと共にこの分野における現在までの研究の状況について述べた。

第2章は本研究で用いた再熱割れ試験法をまとめて示した。応力緩和挙動を検討するためにおこなった三点曲げ応力緩和試験および昇温定歪速度試験の方法、得られた測定データの整合性について報告した。一方、再熱過程での高温強度および変形能を検討するために おこなった昇温定荷重試験および再熱割れ試験として用いた円筒形試験片による再熱割れ試験法についても検討し、いずれの方法も再熱割れ感受性を評価する上で必要不可欠な試験法であることを述べた。

第3章は再熱割れ感受性に及ぼす冶金学的因子についてHAZ組織、結晶粒径、再熱処理条件および残留応力の影響について割れ感受性の高い高張力鋼とCr-Mo鋼を用いて検討した。

その結果、HAZ結晶粒径の粗大化は割れ発生の必要条件であることを述べた。HAZ組織お

よび残留応力値の大小も大幅な影響を与え、HAZ組織の相違により割れ感受性は約2倍の差があった。一方、再熱処理条件を検討した結果、再熱処理温度の高低は割れ発生に重要な因子であるが、昇温速度の影響はほとんどないことを述べ、特に重要な因子としてHAZ組織（結晶粒径も含む）と残留応力を挙げた。

第4章は再熱割れ感受性の比較的高い高張力鋼、Cr-Mo鋼およびオーステナイト系ステンレス鋼(SUS347)を用いて割れ感受性に及ぼす応力緩和挙動と材料の高温強度の関係を検討した。

その結果、いずれの鋼種でもHAZ組織がベイナイト組織(A.C材)の場合、ラスマルテンサイト組織(W.Q材)に比べて割れ感受性がかなり高くなった。これは再熱過程での応力緩和挙動を検討した結果、A.C材は再熱過程高温域で明瞭な応力緩和の停滞傾向を示すのに対しW.Q材は放物線状に応力緩和することによるものであった。さらに高温強度を測定した結果、割れ感受性の低いW.Q材は材料の高温強度、変位量もA.C材に比べて十分に高く、このことにより割れ感受性にHAZ組織による明瞭な差があることを述べた。一方、SUS347ではHAZ組織が冷却速度を変えても変化しないが、両処理材とも応力緩和挙動が停滞し、割れ感受性は高いものであった。再熱割れ破面はいずれも粒界破壊であり、その割れ表面の特徴についても述べた。

第5章はHAZミクロ組織の相違による応力緩和挙動への影響を調べる目的で、第4章で述べた3鋼種のほかに、合金元素添加のない炭素鋼およびTMCP鋼を用いて、フェライト組織、フェライト+パーライト組織、ベイナイト組織、マルテンサイト組織およびオーステナイト組織等を得て、各組織の応力緩和挙動を検討した。

その結果、再熱割れ発生の有無に関係なく、応力緩和挙動はHAZミクロ組織の影響を大幅に受けた。これらの指標として再熱処理過程(700~900K)における応力緩和率で評価した結果、ベイナイト組織→フェライト組織(オーステナイト組織)→フェライト+パーライト組織→マルテンサイト組織の順に緩和率が高くなり、HAZミクロ組織による応力緩和挙動の評価が可能であることを述べた。

第6章はHAZミクロ組織の相違による再熱過程の応力緩和挙動に及ぼす金属組織学的因子のうち、炭化物の析出、特に合金炭化物の析出量および炭化物中の合金元素濃度の変化お

よびそれに伴うマトリックス中の合金元素濃度の減少挙動に着目し実験した。さらに、再熱割れが典型的粒界割れであることから、粒界不純物の影響についても検討した。

この結果、応力緩和挙動に及ぼすHAZ組織の相違は、ミクロ組織内マトリックスの合金元素濃度の変化によく対応していた。すなわち、合金元素の再熱過程での固溶析出現象は、マトリックス中に合金元素を多く固溶している組織(A.C材)は応力緩和がしにくく割れ感受性も高い。一方、マトリックスから合金元素を析出しやすい組織(W.Q材)は応力緩和挙動が良好で割れ感受性も低いことを述べた。また、SUS347のようにHAZ組織に相違がない場合、トータル析出量として両処理材にほとんど差がないため、応力緩和挙動は同一であることも述べた。また、このマトリックス合金元素濃度は高張力鋼の場合 $\langle \text{Mo} + \text{V} \rangle$ で評価でき、Cr-Mo鋼は $\langle \text{Cr} + \text{Mn} \rangle$ 、SUS347では $\langle \text{Nb} \rangle$ およびSUS316, 304では $\langle \text{Cr} \rangle$ の濃度によりそれぞれ応力緩和挙動すなわち再熱割れ感受性の評価ができることを述べた。

粒界不純物の影響については、いずれの鋼種のHAZ組織でも不純物元素の偏析傾向の差が少なく、合金元素濃度の影響と比べると支配的因子とは考えにくいものであった。

第7章は第2章から第6章までに述べた全鋼種、全HAZ組織に対して適用可能なメカニズムと再熱割れの評価方法を提案した。

初めに析出炭化物の種類と形態を検討した結果、種類が同一でも溶接時の冷却過程で析出した炭化物と再熱処理過程で新たに析出した炭化物では明らかにその形態が異なることを述べ、この状況により応力緩和挙動に大幅な影響を与えていること、さらに割れ感受性へも影響していることについて述べた。さらに応力緩和挙動と昇温定荷重試験で得られた高温強度の関係を整理することにより、実際の再熱割れ発生挙動とよく対応することを述べ、それに伴うメカニズムを考察した。

再熱割れ感受性評価法としては材料が再熱過程で維持している塑性変形能と材料が必要な変位量の関係で整理することにより、3タイプの変形能の分類ができることを述べ、本実験のすべての条件下での再熱割れ感受性を評価し得ることを述べた。

第8章は総括であり、本研究の成果を要約して示した。

本研究の遂行ならびに本論文を完成させるにあたり、懇切な御指導、御教示を賜りました室蘭工業大学 機械システム工学科教授 田頭 孝介博士に謹んで深甚なる謝意を表します。

また、本論文をまとめるにあたり、有益な御討論と御教示を賜りました室蘭工業大学 機械システム工学科教授 田中 雄一博士、同学科教授 臺丸谷 政志博士、材料物性工学科教授 桑野 壽博士および同学科助教授 桃野 正博士に深く感謝申し上げます。

さらに、本研究は当初、大阪大学溶接工学研究所での共同利用研究制度により始めたものであり、長年にわたり懇切なる御指導、御鞭撻を賜りました元大阪大学溶接工学研究所教授 故圓城 敏男博士に心より感謝申し上げ、御冥福をお祈りいたします。また、研究当初より細部にわたり、様々な御教示や御助言をいただきました大阪大学溶接工学研究所助教授 菊地 靖志博士に厚く御礼申し上げます。

なお、本研究を進めるにあたり、深い御理解と御助言を賜りました岩手大学工学部材料物性工学科教授 堀江 皓博士に心から謝意を表します。また、本実験遂行上御協力いただきました同学科 平塚 貞人助手、小綿 利憲技官および材料プロセス工学講座の学生諸氏に深くお礼申し上げます。

最後に、本研究の実施にあたってはその大半を前職であります岩手県工業試験場でおこなったものであり、深い御理解と御支援を賜りました歴代工業試験場長各位ならびに歴代機械金属部長各位に深くお礼申し上げます。さらに、御支援、御協力をしていただきました機械金属部および化学部の関係各位に心より厚くお礼申し上げます。

1. 中村、圓城、菊地：溶接熱影響部における金属組織の再熱割れ感受性に及ぼす影響について 溶接学会論文集 Vol.3 No.3 (1985) 560-566
2. M.Nakamura, T.Enjo, Y.Kikuchi :
Influence of Microstructure in the Heat-Affected Zone on the Reheat Cracking Susceptibility
Trans.of the Japan Welding Society, Vol.18 No.2 (1987) 141-147
3. 中村、圓城、菊地 :
再熱過程での応力緩和挙動に及ぼすマトリックス中の合金元素の影響
—溶接熱影響部における金属組織の再熱割れ感受性に及ぼす影響について(第2報)—
溶接学会論文集 Vol.7 No.4 (1989) 496-501
4. 中村、圓城、菊地：Cr-Mo鋼の再熱割れ感受性に及ぼす溶接熱影響部組織の影響について 溶接学会論文集 Vol.9 No.3 (1991) 398-404
5. M.Nakamura, Y.Kikuchi :
Characterization of Microstructures and Precipitated Carbides in HAZ which Affect the Reheat Cracking Susceptibility of High Tensile Steel Welds
Trans.of the Japan Welding Society, Vol.22 No.2 (1991) 96-101
6. Y.Kikuchi, M.Nakamura, H.Horie :
Reheat Cracking of High Tensile Steel and Cr-Mo Steel Welds
—Characterization of Microstructures and Precipitated Carbides in HAZ—
ASM International Conference Proceedings (1993) 819-823
7. 中村、菊地、田頭、堀江：炭素鋼溶接熱影響部の再熱過程での応力緩和挙動
溶接学会論文集 Vol.11 No.4 (1993) 520-525
8. 中村、田頭、堀江、梶原、川島 :
溶接構造用高強度鋼HAZの機械的性質に及ぼす溶接後熱処理の影響
日本鉄鋼協会 「鉄と鋼」 投稿中 (1993年 8月)
9. 中村、菊地、田頭、堀江 :
オーステナイト系ステンレス鋼の再熱割れに及ぼす析出炭化物の影響
溶接学会論文集 投稿中 (1994年 1月)

